JOSE APRAIZ BARREIRO

TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS

F.A.S.
273

FÁBRICA DE ARTILLERÍA
DE SEVILLA
BIBLIOTECA
SECCIÓN 8 N.º 328

PATRONATO DE PUBLICACIONES DE LA ESCUELA ESPECIAL
DE INGENIEROS INDUSTRIALES

TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS

POR

JOSE APRAIZ BARREIRO

Ingeniero Industrial

Jefe del Departamento de Tratamientos Térmicos de la S. A. Echevarría.–Bilbao

MADRID
1949

Propiedad del autor.
Queda hecho el depósito que marca la Ley.

Nuevas Gráficas, S. A. - Rodríguez San Pedro, 39. - Tel. 23 30 29. - Madrid

DEDICADO

Con todo afecto a la S. A. Echevarría y a sus técnicos José Huguet y Valentín Pomposo, con cuya colaboración se ha preparado este libro.

PROLOGO

Sería difícil disculpar mi petulancia, al prologar este libro, si no hubiera para ello razones de tipo afectivo y sentimental. Me lo ha pedido su autor que colabora conmigo desde hace bastantes años en la S. A. Echevarría, fabricando aceros especiales y compartiendo los trabajos, disgustos y satisfacciones que una industria tan compleja como ésta, proporciona a los que en ella trabajamos, y no he podido negarme a ello.

Al hojearlo, vienen a mi memoria los recuerdos de las dificultades que hubo que vencer y de los trabajos que se realizaron para establecer en España esta fabricación, e introducir aunque parezca paradógico en el mercado nacional, los aceros españoles.

Desde hace veinticinco años, cuando bajo la dirección de don Federico de Echevarría, se comenzó en la factoría de Recalde (Bilbao) la fabricación de los primeros aceros al horno eléctrico, hasta nuestros días, se ha avanzado en España extraordinariamente en el conocimiento de los aceros especiales y en los procedimientos de trabajo.

A ello contribuyó en gran parte la S. A. Echevarría que, percatada de la necesidad de mejorar los métodos de trabajo, envió a sus técnicos a las principales acererías extranjeras y estableció relaciones con destacados especialistas, al objeto de implantar en sus fábricas los más modernos procedimientos y ofrecer a sus clientes una información moderna y eficiente.

Dedicado Apraiz desde hace bastantes años a esta especialidad de los Tratamientos Térmicos, ha aprovechado la experiencia adquirida en el taller, y las enseñanzas recibidas en el extranjero, para preparar este libro en el que presenta con gran detalle junto a los clásicos diagramas de equilibrio, los más modernos descubrimientos y teorías que en la técnica de los tratamientos se han

realizado en estos últimos veinte años. Los primeros capítulos están dedicados a los principios teóricos fundamentales y los demás a la práctica de los tratamientos, facilitándose el estudio de todos ellos con gran profusión de experiencias.

Ilustra con numerosos ejemplos y figuras los últimos trabajos relacionados con la «Curva de la S», «Ensayo Jominy» y «Tratamientos Isotérmicos», poco conocidos actualmente por los usuarios y consumidores de los aceros especiales, que abren extraordinarias posibilidades, al facilitar la elección y el empleo de los aceros y hacer posible notables mejoras en el rendimiento de los mismos.

Habiéndose incrementado en nuestro país, en los últimos tiempos el número de talleres de tratamientos, este libro reportará sin duda grandes beneficios a numerosos especialistas, técnicos e ingenieros que, al iniciarse en estos trabajos, necesitan orientaciones y ayuda para mejorar sus iniciativas y actividades.

Termino augurando un gran éxito a la obra, que creo que es una de las más completas en su materia y representa una valiosa contribución al progreso de la industria nacional.

ENRIQUE GOICOECHEA.

INTRODUCCION

En las industrias y talleres metalúrgicos se plantean cada día más problemas relacionados con la utilización y tratamiento de los aceros, y de su acertada resolución depende en gran parte el rendimiento económico de las instalaciones y la calidad de los productos fabricados.

Para determinar en cada caso el tratamiento más adecuado, no basta la simple práctica de taller, ni son suficientes unas normas rutinarias, sino que es necesario conocer ciertos principios fundamentales como son el diagrama hierro-carbono, la teoría de los puntos críticos, etc., que lejos de ser como a veces se cree puras divagaciones científicas, constituyen la base fundamental de los tratamientos térmicos.

Conociendo las dificultades que actualmente existen para encontrar información adecuada a tal objeto, me he animado a reunir y completar en este libro algunos estudios y trabajos que he realizado sobre esta materia, creyendo que pueden ser de alguna utilidad a quienes interesa la técnica de los tratamientos térmicos.

Aprovecho esta oportunidad para expresar mi mayor agradecimiento a D. Arturo de Echevarría, Consejero Delegado de la S. A. Echevarría, y a D. Enrique Goicoechea, Director de la misma Empresa, por las facilidades que en todo momento me han dado para realizar los ensayos y trabajos relacionados con esta obra y por la autorización para publicarla; a mis compañeros Sres. Guinea, Lasa y Azpiazu, por su eficaz ayuda en la preparación y realización de numerosas experiencias que se citan en la misma y al Patronato de Publicaciones de la Escuela de Ingenieros Industriales por su generoso proceder al editarla.

JOSE APRAIZ BARREIRO

INDICE

CAPITULO I

DIAGRAMA HIERRO-CARBONO

		Pags.
1.	Generalidades	1
2.	Solidificación de los metales puros.	1
3.	Soluciones de agua y cloruro sódico	2
4.	Aleaciones cobre-plata..	5
5.	Aleaciones oro-plata	8
6.	Aleaciones hierro-carbono...	9
7.	Generalidades sobre la solubilidad de los metales	13
8.	Proceso de enfriamiento desde el estado líquido hasta la temperatura ambiente, de siete aleaciones hierro-carbono...	17
9	Transformaciones que experimentan los aceros de menos de 0,50 % de carbono en la zona 1.400°-1.535°	27
10.	Disolución del carbono o carburo de hierro en la ferrita o hierro alfa	29

CAPITULO II

TEMPERATURAS CRITICAS DEL HIERRO Y DE LOS ACEROS

11.	Generalidades	31
12.	Estados alotrópicos y puntos críticos del hierro..	31
13.	Hierro alfa y hierro gamma.	33
14.	Hierro beta..	36
15.	Hierro delta.	36
16.	Puntos críticos de los aceros	36
17.	Denominación y definición de los puntos críticos de los aceros..	40
18.	Determinación de los puntos críticos...	41
19.	Procedimientos usados para la determinación de los puntos críticos.	43
20.	Curvas para la determinación de los puntos críticos	44
21.	Utilización de cuerpos neutros...	45
22.	Dilatómetro con cuadrante indicador...	47
23.	Dilatómetro Chevenard	48
24.	Aparato Brown.	53
25.	Aparato Saladin-Le Chatelier	58

CAPITULO III

TRATAMIENTOS TERMICOS

26.	Generalidades...	61
27.	Tratamientos térmicos más usados.	61
28.	Recocido de regeneración, temple y normalizado	67
29.	Calentamiento para el recocido de regeneración, temple y normalizado...	67

Pags.

30. Temperaturas convenientes para el recocido de regeneración, temple y normalizado... 71
31. Duración del calentamiento en los recocidos de regeneración, temple y normalizado 73
32. Crecimiento de los cristales de austenita con el calentamiento... ... 74
33. Teoría del recocido de regeneración 77
34. Teoría del temple... 83
35. Teoría del normalizado 92

CAPITULO IV

CONSTITUYENTES MICROSCOPICOS DE LOS ACEROS

36. Generalidades 95
37. Aceros recocidos 96
38. Ferrita 97
39. Cementita 98
40. Perlita 100
41. Aceros templados... 102
42. Austenita 105
43. Martensita 107
44. Troostita.. 110
45. Sorbita 112
46. Bainita 114
47. Carburos. 115
48. Distribución y efecto de los elementos aleados... 118
49. Ataque de las probetas 118

CAPITULO V

CURVA DE LA «S»

50. Generalidades 121
51. Métodos utilizados para la determinación de la curva de la «S» en los aceros 122
52. Transformación isotérmica de la austenita a diversas temperaturas. 128
53. Constituyentes microscópicos que aparecen en las transformaciones isotérmicas de la austenita 129
54. Avance de la transformación de la austenita 138
55. Factores que modifican el diagrama de las transformaciones isotérmicas de la austenita 140
56. Relación entre las transformaciones de la austenita en los enfriamientos continuos y las transformaciones a temperatura constante 144
57. Aplicación industrial del estudio de la curva de la «S»... 146
58. Un método para determinar la transformación de la austenita en la zona martensítica 149

CAPITULO VI

INFLUENCIA DE DIVERSOS FACTORES EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS

59. Generalidades.. 151
60. Influencia de la composición 151
61. Influencia del tamaño de grano 153
62. Influencia del tamaño de las piezas 154

Págs.

63. Influencia del medio de enfriamiento... 156
64. Características de los procesos de enfriamiento en el temple de los aceros.. 161
65. Elección del medio de temple 166
66. Medios de enfriamiento más empleados en el temple de los aceros... 169

CAPITULO VII

TEMPLABILIDAD O PENETRACION DE TEMPLE

67. Generalidades 175
68. Diversos métodos para estudiar el comportamiento de los aceros en el temple... 178
69. Examen de las fracturas. 179
70. Curvas de dureza de redondos de diferentes diámetros templados... 179
71. Determinación de las curvas de dureza empleando discos de acero. 182
72. Curvas de resistencia... 182
73. Ataque químico de las secciones templadas.. 183
74. Determinación de la zona con 50 % de martensita 187
75. Diámetro crítico ideal 190

CAPITULO VIII

ENSAYO JOMINY

76. Generalidades 195
77. Curvas Jominy... 200
78. Bandas de templabilidad.. 201
79. Determinación de la curva Jominy en función de la composición y del tamaño del grano 202
80. Determinación del diámetro crítico ideal de un acero por medio del ensayo Jominy... 211
81. Un procedimiento para determinar la penetración de temple en los redondos de acero con ayuda de las curvas Jominy.. 211
82. Importancia del grado de agitación del medio de enfriamiento... ... 217
83. Determinación de las durezas y resistencias en los redondos de acero después del temple y revenido 218
84. Determinación por medio del ensayo Jominy de las temperaturas de transformación de los aceros en el enfriamiento continuo ... 219

CAPITULO IX

REVENIDO

85. Generalidades 223
86. Modificación de las características mecánicas 224
87. Modificación de los constituyentes microscópicos... 226
88. Transformaciones microscópicas en el revenido de los aceros con austenita residual 229
89. Fragilidad de revenido en la zona 225º-350º... 237
90. Fragilidad del revenido (fragilidad Krupp) 239
91. Influencia de diversos factores en el fenómeno de fragilidad de revenido 241
92. Influencia del tiempo en el revenido 249
93. Colores de revenido 250

CAPITULO X

TRATAMIENTOS ISOTERMICOS

		Págs.
94.	Generalidades	251
95.	Recocido isotérmico	253
96.	Austempering	257
97.	Martempering	260
98.	Patenting	266
99.	Tratamiento subcero	269

CAPITULO XI

DIVERSOS TRATAMIENTOS DE ABLANDAMIENTO DIFERENTES DEL RECOCIDO DE REGENERACION

100.	Recocido globular	275
101.	Recocido subcrítico de ablandamiento	282
102.	Recocido de los aceros estirados en frío de bajo contenido en carbono	284
103.	Crecimiento del grano en el recocido de los aceros extradulces estirados en frío	291
104.	Recocido de los aceros estirados en frío de más de 0,30 % de carbono	293

CAPITULO XII

CEMENTACION

105.	Generalidades	295
106.	Instalaciones de cementar	298
107.	Capa cementada	300
108.	Cementación con materias sólidas	301
109.	Endurecimiento superficial con baños de sales fundidas	305
110.	Cianuración	308
111.	Cementación en baños de sales	312
112.	Determinación del contenido en cianuro sódico	315
113.	Cementación con gases	316
114.	Carbonitruración	320

CAPITULO XIII

CEMENTACION (II)

115.	Generalidades	321
116.	Influencia de los elementos de aleación	322
117.	Elección del tipo de acero más conveniente	328
118.	Características mecánicas de la capa cementada	330
119.	Medida del espesor de la capa cementada	330
120.	Determinación de los esfuerzos a que está sometida la capa cementada	332
121.	Características mecánicas del núcleo central	334
122.	Diferentes clases de tratamientos que se pueden dar a las piezas cementadas	341
123.	Protección de las zonas que no se desea endurecer	343

CAPITULO XIV

NITRURACION

		Págs.
124.	Generalidades	345
125.	Ventajas de la nitruración	346
126.	Teoría de la nitruración	348
127.	Causas que originan la gran dureza de las capas nitruradas	353
128.	Composición de los aceros de nitruración	353
129.	Características mecánicas	355
130.	Instalación de nitrurar	357
131.	Medida de la disociación	358
132.	Proceso de la nitruración	359
133.	Deformaciones de las piezas nitruradas	362
134.	Aumento de volumen	362
135.	Nitruración de herramientas de acero rápido	363

CAPITULO XV

ENDURECIMIENTO POR TEMPLE SUPERFICIAL

136.	Calentamiento por llama oxiacetilénica	365
137.	Ventajas del temple oxiacetilénico	368
138.	Clases de aceros	369
139.	Calentamiento por corrientes de inducción de alta frecuencia	370
140.	Instalaciones para el calentamiento	373
141.	Dispositivos de temple	374
142.	Control de la profundidad de calentamiento	376
143.	Bombardeo de perdigones	377

CAPITULO XVI

CAMBIOS DE VOLUMEN Y DEFORMACIONES DE LOS ACEROS EN LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

144.	Generalidades	379
145.	Cambios de volumen por dilatación o contracción térmica	379
146.	Cambios de volumen debidos a la modificación de los constituyentes	379
147.	Cambios de volumen debidos a las deformaciones plásticas en caliente	381
148.	Algunos ejemplos de deformaciones en los tratamientos	381
149.	Influencia de la composición	389

CAPITULO XVII

TAMAÑO DE GRANO

150.	Generalidades	391
151.	Formación y crecimiento de los granos de austenita	393
152.	Determinación del tamaño de grano	396
153.	Métodos microscópicos	399
154.	Ensayo de fractura	406

CAPITULO XVIII

DESCARBURACION SUPERFICIAL DE LOS ACEROS

		Págs.
155.	Acción de las atmósferas de los hornos sobre los aceros	409
156.	Descarburación	410
157.	Influencia descarburante de diferentes gases	411
158.	Estudio del equilibrio de diferentes mezclas gaseosas en las atmósferas de los hornos	413
159.	Punto de rocío	416
160.	Eliminación de la humedad y del anhídrido carbónico de las atmósferas	417
161.	Diferentes tipos de atmósferas	418
162.	Atmósferas controladas	421
163.	Atmósferas más usadas para el tratamiento de diversos tipos de aceros	427

APENDICE

I.	Composición de los aceros del Instituto del Hierro y del Acero (1949). ESPAÑA	432
II.	Composición de los aceros EN de «The British Standards Institution» (1947). INGLATERRA	434
III.	Composición de los aceros CTA de «Le Centre d'Etudes Techniques de l'Automovile et du Cicle» (1946). FRANCIA	436
IV.	Composición de los aceros SAE-AISI de «The Society of Automotive Engineers» y «The American Iron and Steel Institute» (1947). ESTADOS UNIDOS	438

CAPITULO 1

DIAGRAMA HIERRO-CARBONO

1. Los aceros que se emplean en la industria, son aleaciones y no metales puros como el oro, la plata, el estaño, etc. De sus numerosos componentes, el hierro es el elemento que entra en mayor proporción, y el carbono el que ejerce influencia más decisiva en sus propiedades, características y tratamientos. El contenido en carbono de los aceros varía desde 0,035 % a 1,7 %, llegando en algunos casos excepcionales a 2,2 %.

Como para un estudio preliminar, la influencia del manganeso, silicio, fósforo, azufre, cromo, níquel, molibdeno, tungsteno, vanadio y otros elementos que contienen los aceros es secundaria, limitaremos en los primeros capítulos nuestra atención a las aleaciones hierro-carbono exclusivamente.

Para facilitar el estudio del diagrama hierro-carbono, que es la representación gráfica esquemática de las transformaciones que ocurren en el enfriamiento y calentamiento lento de estas aleaciones, describiremos primero los fenómenos que ocurren en la solidificación de algunos metales, de ciertas soluciones acuosas y de algunas aleaciones metálicas que se representan en diagramas muy parecidos y más sencillos que el que nosotros vamos a estudiar, y que nos ayudarán a familiarizarnos con esta clase de transformaciones.

2. Solidificación de los metales puros

Si tenemos un metal puro fundido y lo enfriamos dejando que descienda lentamente su temperatura, al observar su enfriamiento vemos que es continuo y uniforme hasta un momento en que la temperatura se estabiliza durante un cierto tiempo. Entonces comienza a verificarse la solidificación del metal y cuando ésta ha terminado, continúa el período de enfriamiento hasta la temperatura ambiente con la misma uniformidad que al principio.

Representando este proceso de enfriamiento en un gráfico, en el que las ordenadas señalan temperaturas y las abscisas los tiempos, obtendremos para diversos metales las curvas que se ven en la figura 1.

3. Soluciones de agua y cloruro sódico

La solidificación de una solución salina de agua y cloruro sódico (sal común), no se efectúa generalmente a una temperatura única, como ocurre con el agua o con los metales puros, sino que se verifica entre determinados límites de temperatura, comenzando la cristalización a una cierta temperatura y terminando a otra inferior. Si ensayamos una serie de soluciones de concentración creciente, comenzando por el agua pura, y continuamos luego con soluciones cada vez más ricas en sal, vemos que la temperatura a la cual comienza la cristalización, disminuye de solución en solución y existe una cierta concentración llamada eutéctica que es la concentración que tiene la temperatura de solidificación inferior a las de todas las demás concentraciones. Al continuar aumentando la riqueza en sal, más aún que la eutéctica, entonces se eleva la temperatura de comienzo de la solidificación (curva número 5, fig. 2).

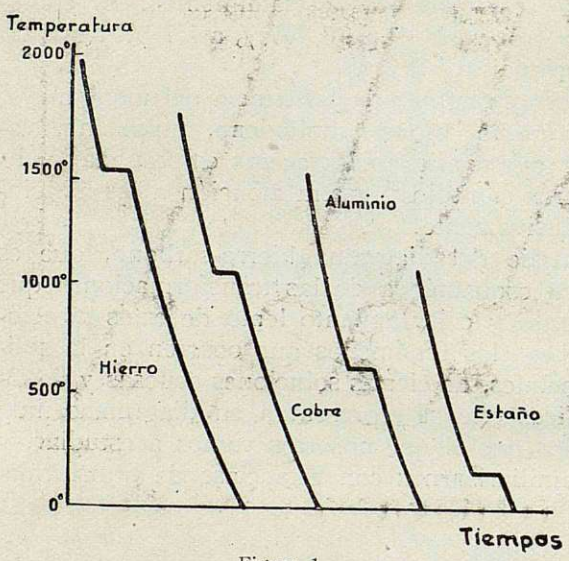


Figura 1
Curvas de enfriamiento de diversos metales.

Las soluciones más ricas en materia disuelta que la eutéctica, se llaman hiper-eutécticas, y las que son más pobres hipo-eutécticas.

La solución que tiene la concentración eutéctica (curva número 4, fig. 2), difiere de las demás en que se solidifica brusca y completamente a una temperatura fija, como sucede también con el agua.

Estos fenómenos se pueden estudiar preparando diversas soluciones de sal común (cloruro sódico) en agua y haciendo que se vayan enfriando lentamente desde la temperatura ambiente hasta $-30°$.

Comenzaremos por la más diluída, o sea, agua pura (concentración cero) ; continuaremos con otras de 10, 15, 23,5 y 33 % de clo-

ruro sódico (ClNa), e iremos señalando en ordenadas las temperaturas y en abscisas los tiempos que se registran durante la operación.

En la figura 2, la curva 1 representa el proceso de enfriamiento del agua pura que se solidifica a 0° y en el gráfico se aprecia una detención correspondiente a la formación del hielo a esa temperatura.

La curva núm. 2, se refiere a una solución compuesta de 10 % de cloruro sódico (ClNa) y 90 % de agua. En el enfriamiento no

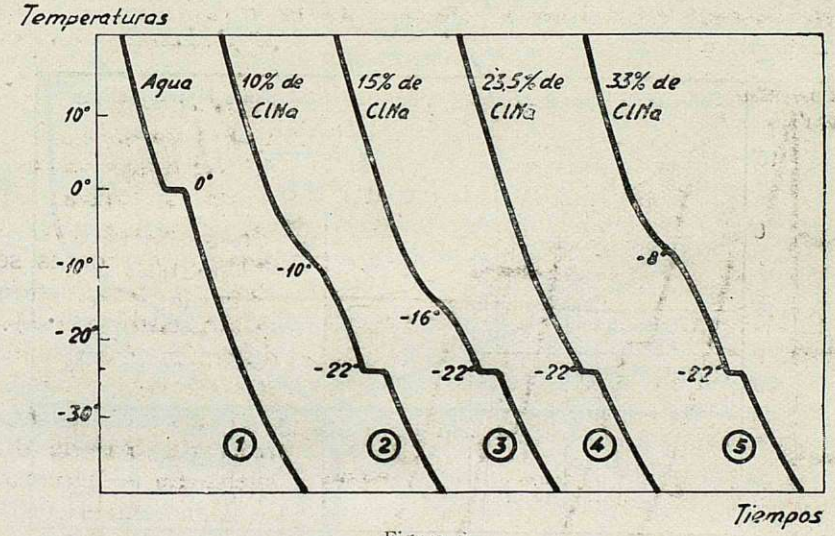


Figura 2
Curvas de enfriamiento de diversas soluciones de cloruro sódico.

presenta punto de detención hasta —10° y al continuar el proceso de enfriamiento, vuelve a aparecer otro punto más acusado a —22°.

Continuando con otra solución, de 15 % de ClNa, vemos que el primer punto de detención ocurre a —16°, temperatura inferior a la anterior, y el segundo a —22° también.

Cuando ensayamos la solución de 23,5 %, observaremos que en la curva aparece sólo un punto de transformación a —22°. Operando finalmente con otra solución de 33 %, vemos que vuelven a aparecer dos puntos de detención, el primero a —8° y el segundo como los anteriores a —22°.

Estudiando con detalle estos fenómenos en las soluciones de 10 y 15 % de cloruro sódico, vemos que cuando se verifica la primera

parada en el proceso de enfriamiento, se precipitan una cierta cantidad de cristales de hielo, lo que hace que aumente la concentración de ClNa del líquido residual, que tendrá menor porcentaje de agua que la solución inicial, ya que parte se ha solidificado en forma de hielo.

Al ir disminuyendo la temperatura, continúa solidificándose más agua y la concentración del líquido residual sigue aumentando hasta que por fin la solución líquida que queda llega a tener 23,5 % de ClNa y se solidifica bruscamente todo el líquido. Esta solidificación viene señalada por una detención de la curva. En todas las so-

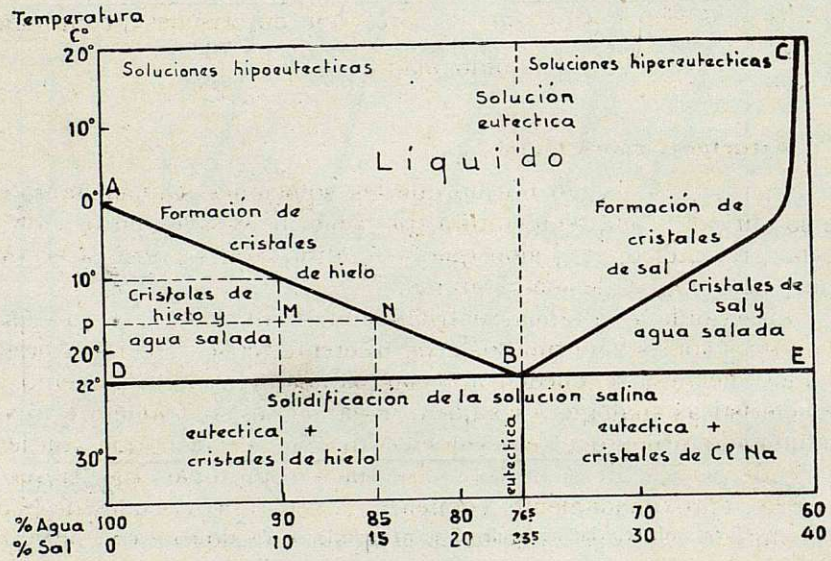


Figura 3

Diagrama agua-cloruro sódico

luciones, cuya concentración es inferior a 23,5 %, ocurren fenómenos parecidos.

En cambio, cuando se enfría una solución de concentración superior a 23,5 %, los cristales que se precipitan son de ClNa (sal común) y entonces el líquido que queda va perdiendo concentración de ClNa, luego al descender la temperatura continúa solidificándose el ClNa hasta que, al quedar el líquido con la concentración eutéctica, se solifica todo de una vez.

Todos los gráficos de la figura 2 vienen resumidos en la figura 3, en la que la línea A – B señala las condiciones de temperatura y concentraciones necesarias para la formación de cristales de hie-

lo; la línea B—C indica la formación de cristales de ClNa, y la línea D—E la solidificación de la eutéctica agua-sal de 23,5 % de cloruro sódico.

Por medio de este gráfico podremos conocer en todo momento el estado de una mezcla salina, en la que conozcamos la concentración y la temperatura, y podremos también estudiar todos los fenómenos que ocurren en las diversas soluciones de 10, 15, 23,5 y 33 % de ClNa, citadas anteriormente. En efecto, si tenemos por ejemplo una mezcla de concentración 10 % de sal y 90 % de agua, a —16°, punto M (fig. 3), en ese momento la composición de la solución líquida es precisamente la que corresponde al punto N. Además se puede demostrar que el porcentaje de cristales precipitados es $\frac{MN}{PN} \times 100$ y el del líquido madre residual $\frac{PM}{PN} \times 100$.

4. Aleaciones cobre-plata

Estas aleaciones, lo mismo que las soluciones salinas, tampoco se solidifican a una temperatura fija como los metales puros, cobre, plata, oro, hierro, etc., sino que la solidificación se verifica en una zona más amplia de temperaturas.

Observando el gradual enfriamiento desde 1.000°, de diversas aleaciones cobre-plata fundidas con diferentes concentraciones de los citados metales, se pueden apreciar paradas en el enfriamiento de características análogas a las que ocurrían en las soluciones de ClNa. Estudiando primero el enfriamiento de una aleación que contiene 90 % de plata y 10 % de cobre, se puede comprobar (fig. 4) que a los 885°, aproximadamente, comienzan a separarse cristales de plata y el líquido madre se empobrece en plata y enriquece en cobre, de la misma manera que en la solución salina disminuía el porcentaje de agua y aumentaba el de sal. Al continuar descendiendo la temperatura, continúan precipitándose cristales de plata y aumenta la concentración en cobre de la aleación fundida, continuando la precipitación de cristales de plata hasta que la aleación fundida tiene una composición de 28 % de cobre y 72 % de plata, y entonces el líquido a 779,4° se solidifica bruscamente.

La aleación de plata y cobre, con 28 % de cobre y 72 % de plata, es la que tiene el punto de solidificación más bajo de todas las aleaciones y es, por lo tanto, la aleación eutéctica.

Ensayando otras concentraciones, ocurrirán fenómenos parecidos a los estudiados en las soluciones salinas de ClNa.

Ahora bien, los fenómenos descritos no han ocurrido exactamente como hemos señalado. Los cristales de plata y cobre que se han

precipitado no son puros, sino que los cristales de plata contienen algo de cobre y los de cobre también tienen un cierto porcentaje de plata. Ese porcentaje es variable y viene señalado por las líneas A—H y C—K. Con una aleación de 90 % de plata, comenzarán a precipitarse a 885°, aproximadamente, cristales de plata con 96 % de plata, 4 % de cobre (punto A' de la línea AH) a medida que continúa la precipitación, varía la composición del líquido madre y también la composición de los cristales que se precipitan y que depende en cada instante de la temperatura. A 830°, aproximadamente, cuando el líquido madre tiene 82 % de plata (punto B'' de la línea

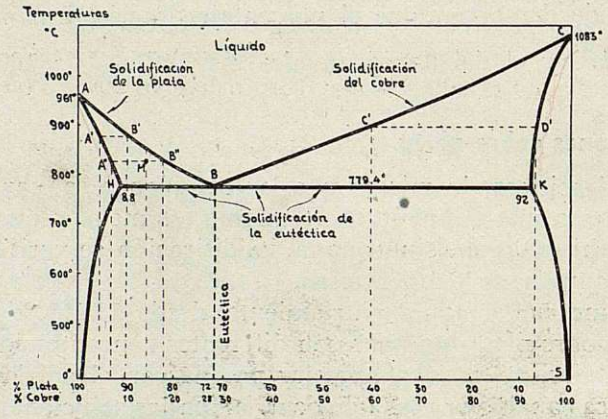


Figura 4
Diagrama plata-cobre.

A—B), los cristales de plata que precipitan tendrán 7 % de cobre (punto A'' de la línea A—H) y por fin cuando el líquido madre tenga 72 % de plata, es decir, la composición eutéctica, cristalizará bruscamente. Las zonas eutécticas estarán formadas por cristales de 91,2 % de plata y 8,8 % de cobre, y cristales de 8 % de plata y 92 % de cobre, aunque la composición media de la aleación sólida será como es natural de 90 % de plata y 10 % de cobre.

En el caso de otra aleación, por ejemplo de 60 % de Cu, que se enfría desde alta temperatura, se inicia la solidificación en el punto C', precipitándose cristales de cobre con 7 % de plata, punto D', a medida que desciende la temperatura aumenta el contenido en plata de los cristales que se precipitan, y cuando la temperatura sea sólo un poco superior a 779,4°, la solución líquida tendrá la composición eutéctica 28-72; y se cristalizará bruscamente todo el líquido residual en forma de cristales eutécticos formados por cristales de

dos clases, unos de 92 % de cobre y 8 % de plata y otros de 8,8 % de cobre y 91,2 % de plata.

Como los cristales que se van precipitando son siempre de composición diferente (líneas A—H y C—K), existe entre ellos bastante heterogeneidad. Sin embargo, por difusión, se va igualando la composición de los cristales vecinos, y a pesar de que existe siempre cierta segregación, se puede considerar que al final de la solidificación prácticamente se obtienen sólo cristales de dos composiciones: cristales de cobre con 8 % de plata y cristales de plata con 8,8 % de cobre. Agrupándose cierto número de ellos, siempre en la misma proporción de 28 % de cobre y 72 % de plata, que forman los cristales eutécticos. Según el porcentaje total de plata y cobre será mayor o menor la relación entre los cristales de plata con cobre y los cristales eutécticos, o los de cobre con plata y los eutécticos.

En la figura 5 se puede apreciar las formas que adoptan esos cristales al precipitarse y el aspecto que presentan estas aleaciones cuando se observan con el microscopio.

Por medio del diagrama de la figura 4 se puede además conocer

Fgura 5

Microestructura de las aleaciones cobre-plata.

a cualquier temperatura superior a la de solidificación total, la proporción que hay de materia sólida y de líquido madre.

Supongamos por ejemplo una aleación de cobre-plata 15-85 a 830° punto M. A esa temperatura la proporción entre la cantidad de materia líquida a materia sólida, viene dada por la relación entre la distancia del punto M a la línea de sólidos AH, y la distancia del mismo punto a la línea de líquido AB, o sea:

$$\frac{\text{Materia líquida}}{\text{Materia sólida}} = \frac{MA''}{MB''}$$

5. Aleaciones oro-plata

Si se colocan en un recipiente cantidades variables de estos dos metales y se funden, se forman aleaciones que son homogéneas en estado líquido. Si dejamos enfriar lentamente estas aleaciones, vemos que se solidifican a temperaturas inferiores al oro (1.062°) y superiores a la plata (961°) y que la solidificación no es brusca, sino

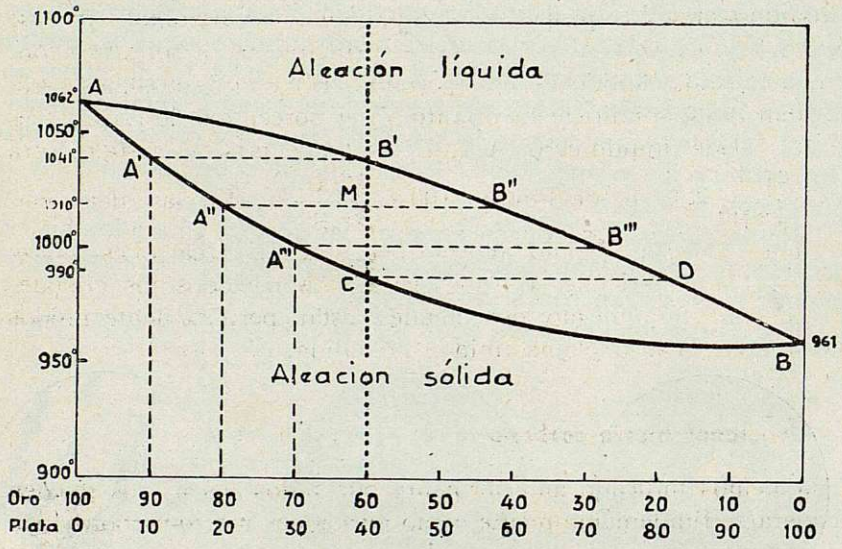


Figura 6

Diagramas de solidificación de las aleaciones oro-plata.

que la precipitación de cristales ocurre en un cierto intervalo de temperaturas.

Si estudiamos por ejemplo una aleación de 60 % de oro y 40 % de plata, vemos que el principio de la solidificación comienza a 1.041° (punto B') y termina a 990° (punto C).

También se observa que los cristales que se precipitan al principio son más ricos en oro que el líquido y contienen un 90 % de oro y 10 % de plata (punto A'). Al continuar la precipitación, los nuevos cristales son de menor riqueza en oro. Cuando la temperatura es de 1.010°, precipitan cristales de 80 % de oro y 20 % de plata (punto A'') y los últimos que precipitan hacia 990° tienen precisamente la proporción inicial de 60 % de plata y 40 % de oro (punto C). Pudiendo considerarse al final que todos los cristales

son de la misma composición, pues por difusión se contrarresta en gran parte la heterogeneidad inicial que había entre ellos. La composición de los cristales que van precipitando, viene dada por los puntos $A'-A''-A'''$ de la curva ACB y la composición del líquido residual viene dada por los puntos $B'-B''-B'''$. A cualquier temperatura comprendida entre el principio y fin de la solidificación, la cantidad de metal solidificado es proporcional a la distancia horizontal entre ese punto y la línea $B'-B''-B'''$ y la cantidad de líquido residual es proporcional a la distancia horizontal entre ese punto y la línea $A'-A''-A'''$. Así al principio de la solidificación, el porcentaje de líquido es 100 % (punto B') y el de cristales cero, y al final de la solidificación (punto C) el porcentaje de cristales es 100 % y el de líquido cero. A 1.010° el porcentaje de cristales será $100 \times \frac{M\,B''}{A''\,B''}\%$ y el de líquido $100 \times \frac{M\,A''}{A''\,B''}\%$. En las aleaciones oro-plata, no ocurre como anteriormente en las aleaciones cobre-plata que había cristales de dos clases. Ahora todos los cristales son iguales y aunque hay dos metales, están perfectamente unidos y no aparece más que una unidad cristalina.

6. Aleaciones hierro-carbono

Ya hemos indicado anteriormente que todos los aceros pueden considerarse fundamentalmente como aleaciones hierro-carbono, con algunas otras impurezas.

En los aceros ordinarios, esas impurezas suelen ser: manganeso, silicio, fósforo y azufre. En los aceros especiales, ciertos elementos que se añaden intencionadamente, como el cromo, tungsteno, níquel, etc., llegan a modificar notablemente la constitución y comportamiento de los aceros.

Para comenzar, estudiaremos las aleaciones hierro-carbono, sin ningún otro elemento aleado, pues sus propiedades deben conocerse con detalle antes de iniciar cualquier estudio de otras aleaciones de hierro más complejas.

El carbono se encuentra generalmente en los aceros, combinado con el hierro, formando carburo de hierro (cementita), que contiene 6,66 % de C. Es decir, que forma una substancia o compuesto químico de propiedades perfectamente definidas y diferentes de las del hierro y de las del carbono; su fórmula es CFe_3 y está formado por tres partes de hierro y una de carbono.

Por lo tanto, siempre que hablemos del carbono en los aceros, tenemos que acordarnos que está en forma de carburo de hierro (cementita) y que siempre los componentes fundamentales del acero, cualquiera que sea su estado de tratamiento, son el hierro y el carburo de hierro.

A alta temperatura, cuando el metal está fundido, el carburo de hierro se disuelve en el hierro de la misma forma que el ClNa en el agua y el cobre en la plata.

Las leyes que rigen la solidificación de estas aleaciones son bas-

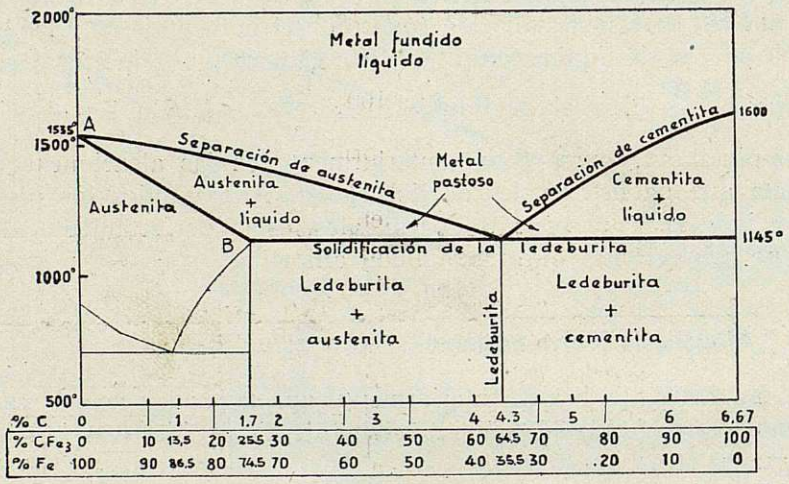


Figura 7

Diagrama hierro-carbono.

tante parecidas a las ya estudiadas agua-cloruro sódico y cobre-plata.

En las aleaciones hierro-carbono los dos constituyentes son el hierro y el carburo de hierro. Existe una aleación eutéctica (llamada ledeburita), con 35,5 % de hierro y 64,5 % de carburo de hierro y, por lo tanto, de 4,3 % de carbono, que es la que tiene el punto de solidificación más bajo, y al solidificarse los fenómenos se presentan en forma parecida a los ya conocidos (figs. 7 y 8).

Antes se precipitaban cristales de hielo o de ClNa o cristales de cobre con un pequeño porcentaje de plata, o de plata con cobre, y aquí al iniciarse la solidificación se precipitan cristales de hierro

con carburo de hierro en solución en las aleaciones hipo-eutécticas y de carburo de hierro en las hiper-eutécticas.

Lo mismo que en las aleaciones plata-cobre, la composición de los cristales de hierro (con carburo de hierro en disolución) es variable, oscilando el contenido de carburo desde 0 hasta un máximo de 25,5 % (1,7 % de C). Estos cristales de hierro con pequeñas cantidades de carburo de hierro que se van precipitando a alta temperatura, se denominan cristales de austenita.

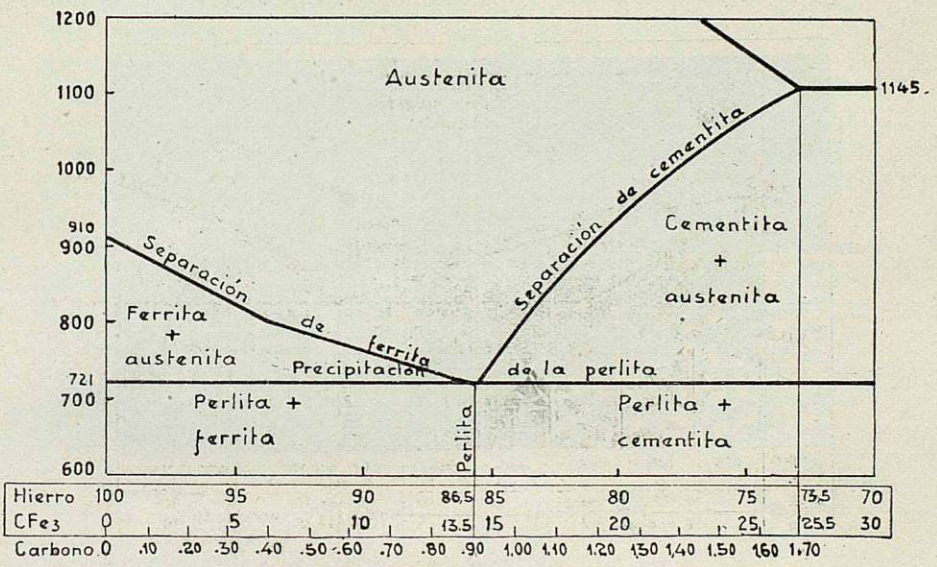


Figura 8

Diagrama hierro-carbono. Zona de los aceros.

Dedicando ahora especial atención a los aceros (menos de 1,7 % de C), podemos observar en el proceso de enfriamiento que cuando la temperatura es inferior a 1.145°, todo el metal se encuentra ya en estado sólido, formando una masa homogénea de cristales de austenita.

Al continuar descendiendo lentamente la temperatura, ocurren otros fenómenos de recristalización que son para nosotros de gran interés. Al atravesar el metal sólido la zona de temperaturas, comprendida entre 1.145° y 721°, hay un desdoblamiento de sus cristales y aparecen nuevos constituyentes (fig. 9). Los fenómenos son parecidos a los que ocurrían con las soluciones salinas de ClNa,

pero ahora un poco más complicados, pues entonces había cambio de estado (al principio había líquido y luego se precipitaban cristales en estado sólido) y aquí la austenita es sólida y los nuevos constituyentes también son sólidos. Este fenómeno de transformación de cristales, llama bastante la atención, ya que ocurre a pesar de la poca movilidad que tiene la materia en estado sólido, y por eso es un poco más difícil de comprender este fenómeno que los que antes ocurrían al precipitarse los cristales en las soluciones de ClNa ; sin embargo, en ambos casos el diagrama de formación de los nuevos

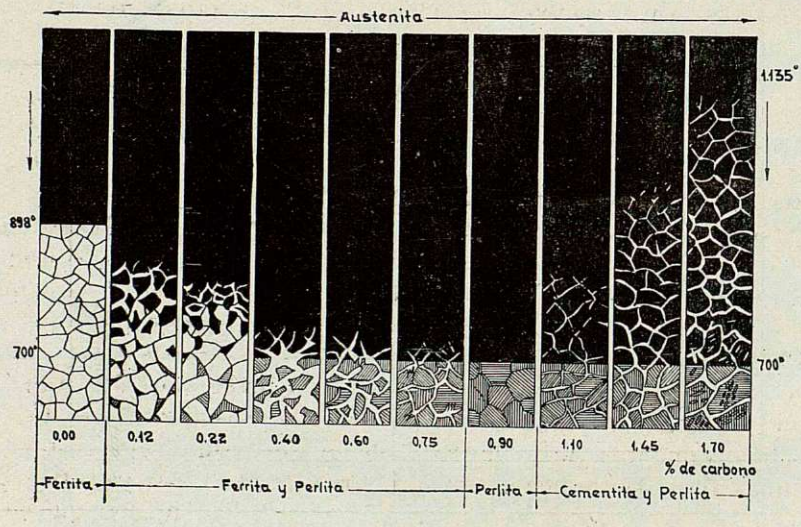


Figura 9

Descomposición de la austenita en otros constituyentes, en el proceso de enfriamiento de diversas aleaciones hierro-carbono.

constituyentes es muy parecido, y después de haber estudiado aquel caso podremos comprender mejor lo que sucede en los aceros.

Allí teníamos una solución de agua y cloruro sódico y al descender la temperatura se precipitaban cristales de hielo, de sal o de composición eutéctica (23,5 % de ClNa). Aquí tenemos una solución de hierro y carburo de hierro, sólida en forma de cristales de austenita, que al enfriarse se transforman en cristales de hierro (ferrita), cristales de carburo de hierro (cementita) y cristales de composición eutectoide con 0,90 % de C (perlita). En metalografía los cristales de hierro, generalmente se denominan cristales de ferrita, los carburos de hierro reciben el nombre de cementita y a los cris-

tales eutectoides formados por un aglomerado, siempre de las mismas proporciones (aproximadamente seis partes de ferrita y una de cementita), se les llama cristales de perlita.

Se puede observar que si la austenita o el acero tienen más de 0,90 % de C, al enfriarse lentamente aparecen primero algunos cristales de carburo de hierro de CFe_3 (cementita), mientras que si contienen menos de 0,90 % de C se formarán primero cristales de hierro (ferrita), continuando en ambos casos esta precipitación mientras la composición del metal madre (austenita) se va empobreciendo en el constituyente que precipita, y por fin cuando queda con la composición eutectoide de 0,90 % de C, precipita toda la masa restante en cristales de esa composición.

A la temperatura ambiente, los constituyentes fundamentales de estas aleaciones son, pues, la ferrita (hierro casi puro) y la cementita (carburo de hierro). El constituyente eutectoide se llama perlita y está compuesto por láminas paralelas de ferrita y cementita (86,5 % de ferrita y 13,5 % de cementita).

En las figuras 10 a 18 se pueden observar las microestructuras de los aceros al carbono enfriados lentamente. Todas ellas contienen cantidades variables de ferrita, perlita y cementita según la composición. Al observar con pocos aumentos en el microscopio estos aceros después de ser atacados convenientemente, la ferrita y la cementita aparecen blancas y la perlita aparece obscura (figs. 10 a 15). En cambio, cuando se observan los cristales de perlita con muchos aumentos (más de 400), se ve que están compuestos por láminas blancas de cementita y negras de ferrita (figs. 16 y 18). Este aspecto obscuro de la ferrita, diferente del blanco que antes hemos observado, es debido a un efecto de sombreado, la ferrita sigue siendo tan blanca como antes, pero las láminas de cementita que son más duras que la ferrita, quedan en relieve después del pulido y envían sus sombras a la ferrita que aparece negra.

7. Generalidades sobre la solubilidad de los metales

En los anteriores ejemplos de solidificación de soluciones y aleaciones metálicas se presentan los más importantes casos de solubilidad.

En todos los casos estudiados la solubilidad en estado líquido es perfecta y todos los componentes son solubles uno en otro y siempre existe una masa homogénea, en la cual todas las partículas tienen la misma composición. Al solidificarse, en cambio, el comportamiento es diferente.

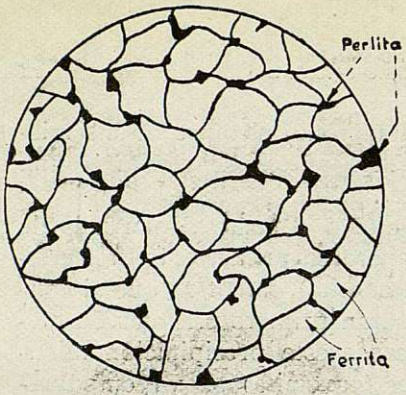


Figura 10
×150
0,10 % de C

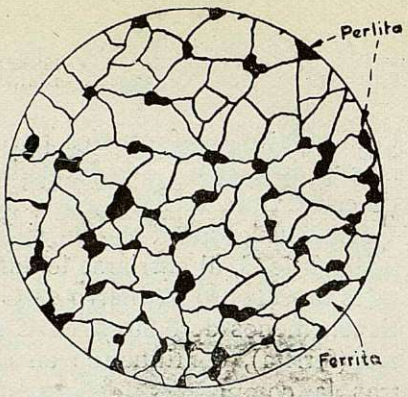


Figura 11
×150
0,20 % de C

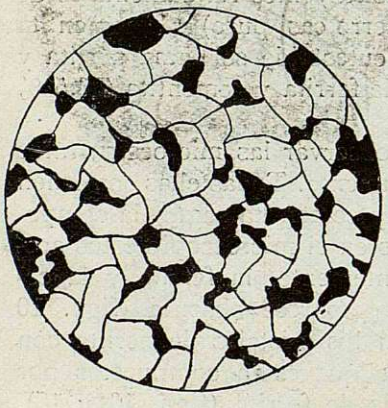


Figura 12
×150
0,30 % de C

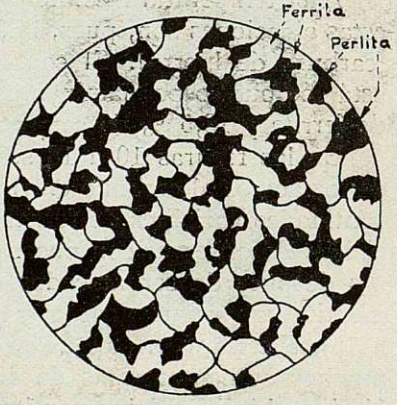


Figura 13
×150
0,40 % de C

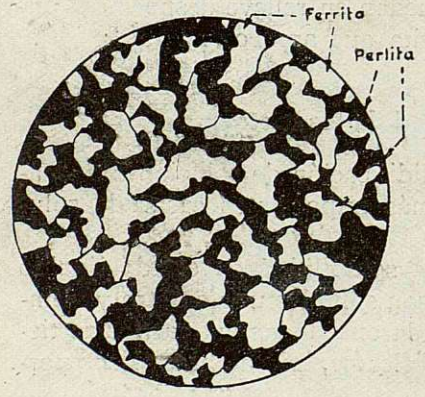


Figura 14
×150
0,50 % de C

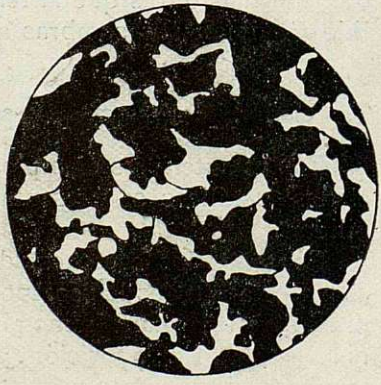


Figura 15
×150
0,60 % de C

Microestructura de los aceros al carbono recocidos.

Los componentes de las soluciones salinas de agua y cloruro sódico, son *totalmente insolubles uno en otro en estado sólido*. Sus cristales se agrupan igual que los de las rocas formadas por muchas piedras de diferentes clases. En estado sólido, cada uno de los componentes conserva su composición fija, existiendo muchos

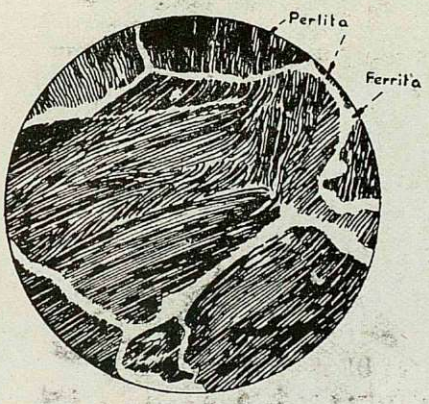


Figura 16
×450
0,75 % de C

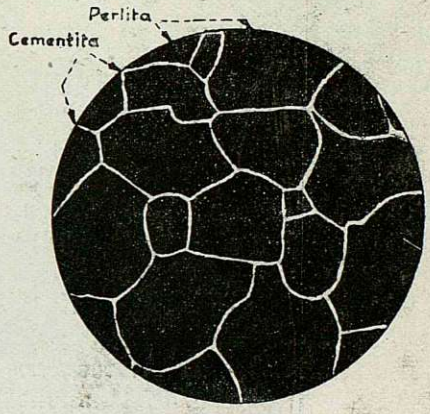


Figura 17
×250
1,20 % de C

Microestructuras de los aceros al carbono recocidos.

cristales de hielo y otros muchos de ClNa, pero siempre independientes y cada uno con características definidas. Sin embargo, hay zonas cristalizadas en las que se agrupan siempre cierto número de cristales de hielo y de cristales de ClNa, precisamente con el porcentaje eutéctico, formándose así grandes cristales eutécticos formados por cristales más pequeños de cada uno de los componentes.

Los componentes de las aleaciones de *cobre-plata, son parcialmente solubles en el estado sólido*. Esto quiere decir que cada uno de ellos admite en estado sólido cierta cantidad del otro en solución, a la temperatura ambiente la plata admite 1 % de cobre y el cobre admite 0,5 % de plata, aproximadamente. Por lo tanto, los individuos cristalinos resultantes en la solidificación serán cristales de plata con 1 % de cobre y cristales de cobre con 0,5 % de plata.

Las aleaciones *oro-plata*, después de solidificadas, tienen el mismo grado de homogeneidad que cuando estaban fundidas, y todos los cristales son de la misma composición, o sea que, *en estado sólido, ambos metales son totalmente solubles uno en otro*.

En las aleaciones hierro-carbono se presentan diferentes casos. La austenita, que es uno de los componentes que aparecen en la solidificación, está compuesta por hierro y cantidades variables de carburo de hierro en solución. La solubilidad del carbono o carburo de hierro en el hierro es máxima a 1.145° y entonces llega a contener la austenita 25,5 % de carburo de hierro (1,7 % de C).

Figura 18

×1,500

Perlita grosera. Formada por láminas de cementita y ferrita (Vilella).

Pero a temperaturas inferiores, esa solubilidad disminuye notablemente ; a temperaturas un poco superiores a 721°, admite en solución hasta 13,5 % de carburo de hierro (0,90 % de C), pero a 721° desaparece casi totalmente esa solubilidad y a temperaturas inferiores a 721° el carburo de hierro es prácticamente insoluble en el hierro. A temperaturas próximas, pero inferiores a 721°, la solubilidad es de 0,035 % de C, y luego, al descender la temperatura, disminuye todavía más y a la temperatura ambiente es casi nula (0,008 %).

La figura 19 señala el porcentaje máximo de carbono o carburo de hierro que es capaz de disolver el hierro a diferentes temperaturas.

Al hierro, que es capaz de disolver el carbono, se le llama hierro gamma. Hay otros dos estados alotrópicos del hierro, que son el hierro beta y el alfa, que en cambio no disuelven más que en cantidades pequeñísimas al carbono y a los que dedicaremos especial atención en el próximo capítulo.

Por lo tanto, después del enfriamiento lento, por debajo de 721°, el hierro o ferrita y el carburo de hierro o cementita, se pueden considerar totalmente insolubles uno en otro, como ocurría con la sal y el hielo, y los aceros se presentan en su forma más elemental compuestos por hierro o ferrita y carburo de hierro o cementita. Como en algunas zonas la ferrita y cementita se agrupan en mezclas eutectoides formando cristales de perlita, se puede decir también que los aceros están formados por ferrita y perlita, o cementita y perlita.

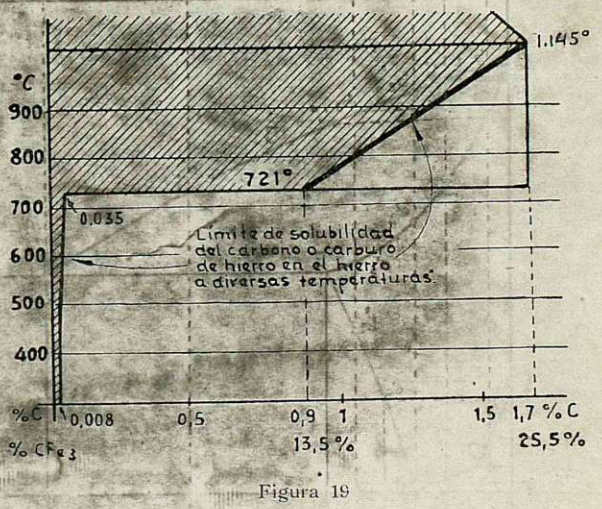


Figura 19

Solubilidad del carbono o carburo de hierro en el hierro en función de la temperatura.

Resumiendo: En estado líquido, el hierro y el carburo de hierro son totalmente solubles uno en otro, en estado sólido a temperaturas superiores a 721° son parcialmente solubles, y a temperaturas inferiores a 721° son *prácticamente* insolubles.

8. Proceso de enfriamiento desde el estado líquido hasta la temperatura ambiente de siete aleaciones hierro-carbono

Para completar el estudio del diagrama hierro-carbono, vamos a estudiar el proceso de transformación y los microconstituyentes que aparecen en distintos tipos de aceros y fundiciones, enfriados lentamente desde el estado líquido.

ACERO DE 0,20 % DE C.—Comienza la solidificación a 1.495° aproximadamente (punto *b* de la línea AC, fig. 20), precipitándose

al principio cristales de austenita cuyo contenido en carbono es inferior al del acero.

El contenido en carbono de estos cristales viene dado por la ordenada del punto *a*. Al continuar la solidificación se van precipitando cristales cada vez más ricos en carbono, y su porcentaje en carbono viene dado por los puntos *a' a''* de la línea A*a' a''*E. Mientras tanto el líquido residual va enriqueciéndose en carbono y su composición viene dada por los puntos *b' b''* de la línea A*b' b''*C.

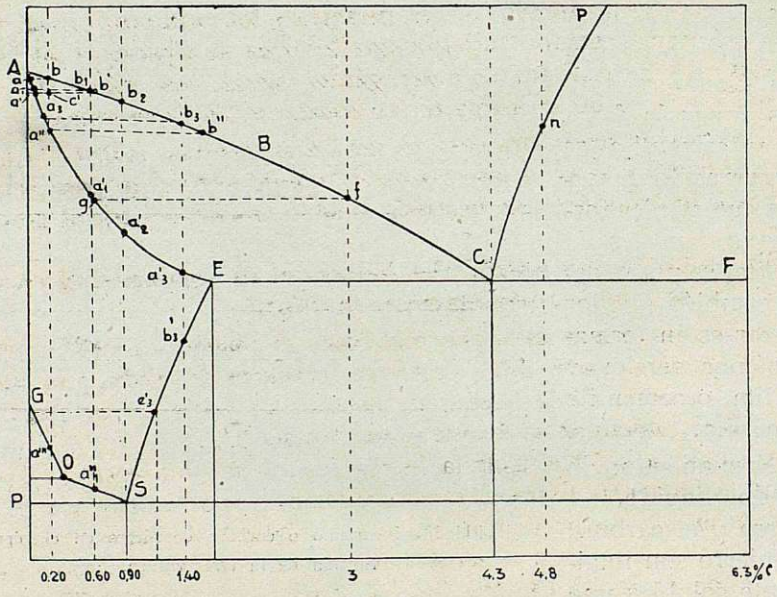


Figura 20

Proceso de solidificación de diversas aleaciones hierro-carbono.

Durante este tiempo se va efectuando la difusión del carbono en los cristales que se han ido precipitando, tendiendo a homogeneizarse la composición de todos ellos y la composición de los cristales se desplaza según la línea *a a' a''* ...

A temperaturas comprendidas entre el principio y fin de la solidificación, la cantidad de cristales solidificados, es proporcional a la distancia horizontal entre la vertical correspondiente a la composición del acero *b c' a''* y la línea A *b b''b''* y la cantidad de líquido residual es proporcional a la distancia de la misma vertical *b c' a''*

a la línea A a' a''. Así, por ejemplo, a 1460° el porcentaje del líquido será $100 \times \frac{a'c'}{a'b'}$ %, y el porcentaje de cristales $100 \times \frac{c'b'}{a'b'}$ %.

Cuando la temperatura del acero ha descendido a 1400° aproximadamente, punto a'', la solidificación es completa. La temperatura y composición de los últimos cristales que se solidifican, son los del punto a'' y la del líquido residual un momento antes b'' y si la difusión fuera completa, al final la composición de todos los cristales sería la del punto a''.

En realidad la difusión no es perfecta y los primeros cristales de austenita tienen menos carbono que los que se depositan al final. La austenita precipitada es heterogénea, siendo los centros de cristalización y ejes de los cristales las zonas menos carburadas.

Mientras el acero atraviesa la región austenítica AESG la difusión continúa y si se dejase pasar el tiempo suficiente para que se efectuara la difusión, esa hetereogeneidad inicial del metal desaparecería.

Sin embargo, las velocidades habituales de enfriamiento no permiten que se efectúe completamente la difusión.

Luego, no ocurre nada anormal hasta el punto a''' a 891°. Entonces comienzan a nacer de la austenita, cristales de ferrita y el contenido de carbono de la austenita restante va aumentando según la línea GOS, mientras la temperatura desciende.

Al llegar a los 768° toda la ferrita que ha ido naciendo a expensas de la austenita sufre una transformación alotrópica, que explicaremos en el próximo capítulo, y se modifica su estructura cristalina. Para entonces la austenita ha aumentado su carbono hasta 0,35 % de C punto O. Por fin, al llegar a 700° aproximadamente, el resto de la austenita contiene 0,90 % de C y se transforma bruscamente en perlita con desprendimiento de calor. Apareciendo como componentes finales cristales de ferrita y perlita.

Recordaremos que la *temperatura de aparición de los puntos críticos en el enfriamiento, es un poco inferior a la que señalan teóricamente las líneas del diagrama hierro-carbono, debido al fenómeno de histéresis*. En cambio, en el calentamiento, se presentan a temperaturas un poco más elevadas que las teóricas señaladas en el citado diagrama.

ACERO DE 0,60 % DE C.—La solidificación comienza a temperatura más baja que antes, 1.470° aproximadamente (b_1). Comienza precipitándose austenita de 0,08 % de C aproximadamente (a_1), luego cada vez los cristales son más ricos en C y los últimos cristales

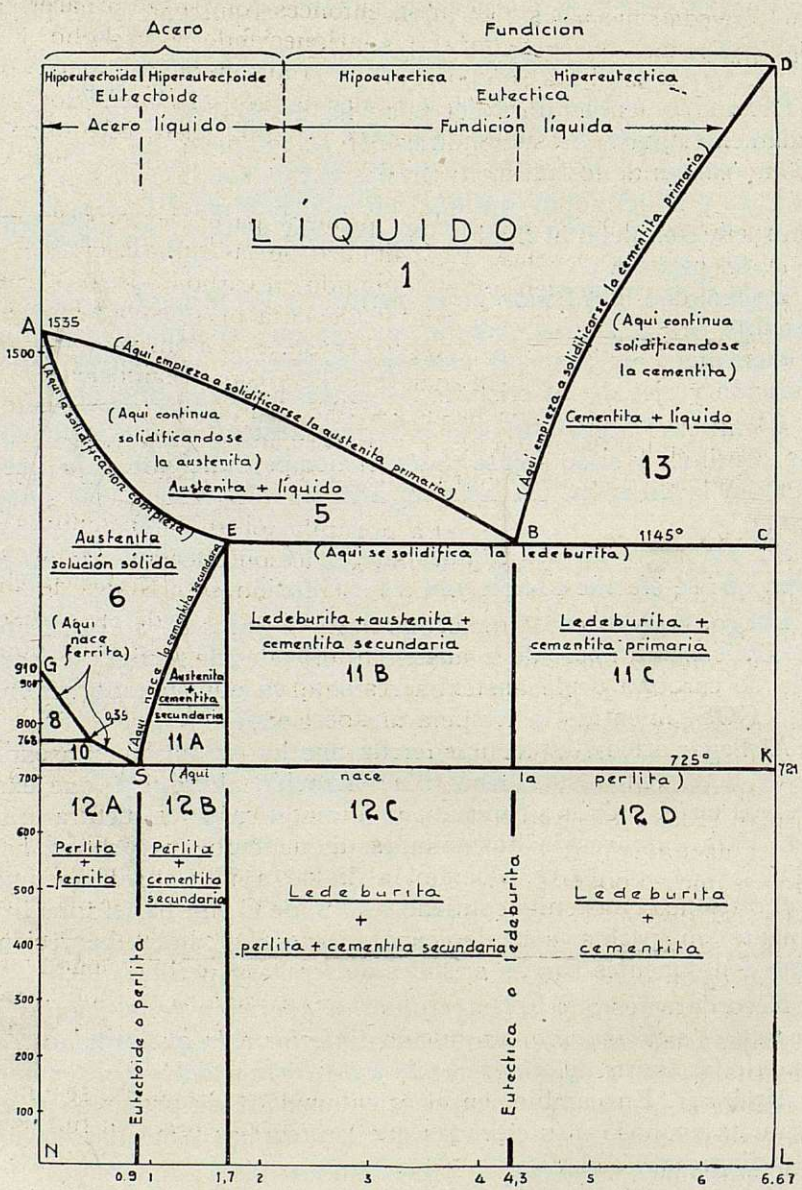


Figura 21

Zonas de nacimiento y estabilidad de los diversos constituyentes de las aleaciones hierro-carbono.

que precipitan a 1.395° son ya de 0,60 % de C (a'_1). No ocurre ninguna novedad hasta los 758° (a''_1), entonces comienzan a nacer cristales de ferrita y la austenita se va enriqueciendo en carbono, y hacia los 700°, cuando la composición de la austenita es la eutectoide, precipita toda ella en forma de cristales de perlita. Obtenemos como en el caso anterior cristales de ferrita y perlita, pero la proporción de los de perlita es mayor que antes.

Acero de 0,90 % de C.—La primera parte del proceso es la misma que anteriormente. El comienzo de la solidificación ocurre a 1.445° (b_2). Como siempre el contenido en carbono de los cristales de austenita que van precipitando, aumenta progresivamente hasta 0,90 % de C a 1.225°, punto a'_2, y entonces por difusión ya todos los cristales tienen aproximadamente la misma composición.

Luego no ocurre nada hasta los 700°. Entonces bruscamente todos los cristales de austenita se transforman en cristales de perlita, obteniéndose como resultado exclusivamente cristales de perlita.

Acero de 1,40 % de C.—La precipitación de la austenita se verifica igual que en casos anteriores. La solidificación comienza a 1.405° (b_3) y termina a 1.145° (a'_3), obteniéndose cristales de austenita de 1,4 % de C. Pero luego hacia 1.020° (b'_3) de esos cristales de austenita, comienzan a nacer cristales de cementita y el porcentaje en carbono de la austenita se va modificando con la temperatura según la línea E—S. Continúa la aparición de nuevos cristales de cementita y el empobrecimiento de los de austenita, hasta que, a 700° aproximadamente, tienen 0,90 % de C, y bruscamente se transforman todos los cristales de austenita en cristales de perlita.

El nacimiento de esos cristales de cementita secundaria es debido a que el poder de disolución de la austenita disminuye desde 1.145° al descender la temperatura. A 1.145° puede disolver hasta 1,70 % de C (25,5 % de cementita), pero a temperaturas inferiores no puede disolver tanto. A 900°, por ejemplo (e'_3), no puede disolver más que 1,25 % de C ó 18,7 % de cementita y, por lo tanto, al bajar hasta esa temperatura ha tenido que ceder el 6,8 % de cementita sobrante.

Estos cristales de cementita se denominan cementita secundaria, para distinguirla de la que precipita al solidificarse las fundiciones que se llama cementita primaria.

Fundición de 3 % de C.—La solidificación comienza a 1385°, aproximadamente, punto *f*. Entonces se precipitan cristales de austenita cuya composición es la del punto *g* precisamente ; al descender

la temperatura los nuevos cristales que se precipitan tienen cada vez más carbono y su composición viene marcada por la línea $g-E$. El líquido madre también va aumentando cada vez su riqueza en

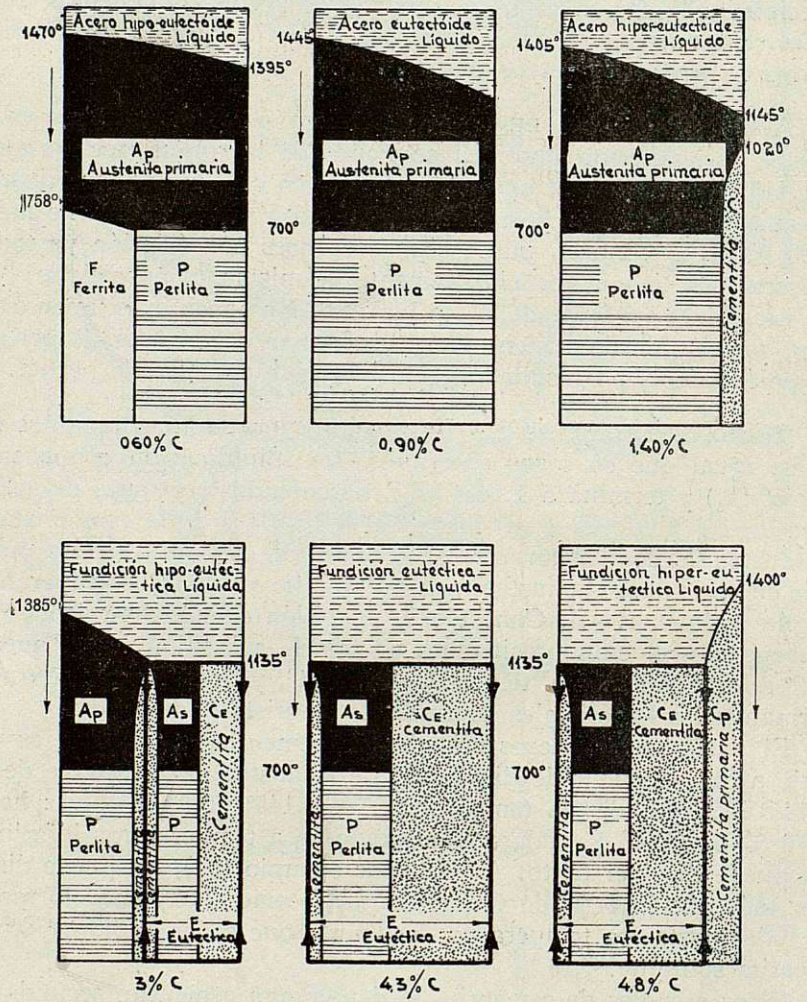


Figura 22
Proceso de cristalización de seis aleaciones hierro-carbono.

carbono según la línea $f-C$ y llega a 4,3 % (punto C), cuando su temperatura es aproximadamente de 1.135°. En este momento solidifica todo el líquido madre dando cristales de ledeburita, y ten-

dremos cristales de austenita de 1,7 % de carbono (E) y cristales de ledeburita. (Se llama ledeburita a los cristales eutécticos compuestos a 1.135° por 52 % de cementita y 48 % de austenita.)

Luego, al ir disminuyendo la temperatura, la composición de los cristales de austenita se va modificando y su contenido en carbono viene señalado por la línea E—S y al disminuir el carbono de los cristales de austenita, van apareciendo cristales de cementita secundaria. La disminución de temperatura influye también sobre la ledeburita, que está formada por cementita primaria y austenita. A esta austenita le pasa lo mismo que a la austenita no eutéctica (que a temperaturas inferiores a 1.135° no puede disolver 1,7 % de C) y de ella nacen cristales de cementita secundaria y se va empobreciendo en carbono hasta los 700°, entonces la austenita eutéctica lo mismo que la proeutéctica, de la que hemos hablado en el párrafo anterior, tiene 0,90 % de C y precipitan en forma de cristales de perlita. Obteniéndose como resultado cristales de cementita secundaria (de los cuales parte provienen de la austenita y otros provienen de la ledeburita), cementita de la eutéctica y cristales de perlita. (Unos que provienen de la austenita primaria y otros que provienen de la ledeburita.)

FUNDICIÓN DE 4,3 % DE C.—De todas las aleaciones hierro-carbono, es la de más bajo punto de fusión. Al ir descendiendo la temperatura desde el estado líquido, no ocurre nada hasta los 1.135° (punto C). Entonces se solidifica bruscamente precipitándose cristales de ledeburita. Estos cristales de ledeburita están formados por 52 % de cementita primaria y 48 % de austenita. Al continuar descendiendo la temperatura, la composición de la austenita de la eutéctica se va modificando, se precipitan cristales de cementita secundaria, hasta que por fin, a 700° la composición de la austenita es la eutectoide y se precipitan cristales de perlita. Al fin el resultado de la cristalización es: cristales de cementita primaria, cristales de cementita secundaria y cristales de perlita. Todos ellos resultantes del desdoblamiento de los cristales eutécticos de la ledeburita que han precipitado primeramente.

FUNDICIÓN DE 4,8 % DE C.—Al descender la temperatura se inicia la solidificación en el punto *n* a 1.400° aproximadamente, comenzando a precipitarse cristales de cementita primaria. Al continuar la solidificación, el contenido en carbono del líquido madre va decreciendo según la línea *n*-C, y cuando llega a 1.135° es de 4,3 % de carbono aproximadamente, y cristalizan bruscamente, cristales de ledeburita.

Luego al descender la temperatura, la descomposición de la ledeburita es igual a los casos anteriores. Como la ledeburita está formada por austenita y cementita, y como aquélla, por debajo de 1.135°

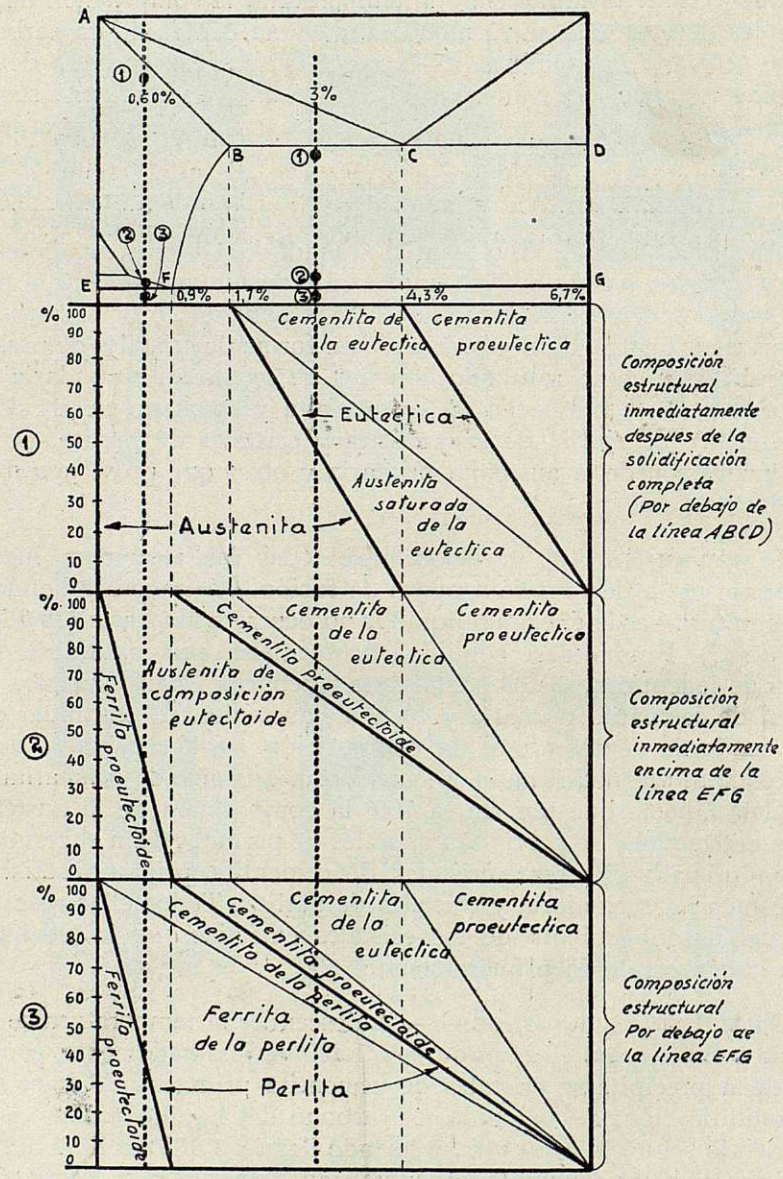


Figura 23

Composiciones estructurales de las aleaciones hierro-carbono.

va perdiendo su capacidad de disolución del carbono desde 1,70 % a 0,9 %, tiene que empobrecerse en carbono, y a partir de 1.135° nacen cristales de cementita secundaria, y cuando la temperatura es de 700°, la composición de la austenita es eutectoide (0,9 % de C) y se precipita en forma de cristales de perlita, siendo el resultado final de la solidificación: Cristales de cementita primaria proeutéctica y cristales de perlita y cementita secundaria de la ledeburita.

En la figura núm. 23 se representa gráficamente los porcentajes que existe de cada uno de los constituyentes de las diferentes aleaciones hierro-carbono en tres momentos del enfriamiento lento desde alta temperatura. Para facilitar su interpretación pondremos dos ejemplos.

ACERO DE 0,60 DE C.—*Su composición estructural inmediatamente después de la solidificación total* será: 100 % de austenita de 0,60 % de carbono (fig. 23).

Su composición estructural un momento antes de EFG será:

33 % de ferrita proeutectoide.
67 % de austenita de composición eutectoide.

Por debajo de EFG sus constituyentes serán, aproximadamente:

33 % de ferrita proeutectoide.
67 % de perlita. Esta perlita estará formada por 86,5 % de ferrita y 13,5 % de cementita.

Resultando como constituyentes finales 9 % de cementita y 91 % de ferrita.

FUNDICIÓN DE 3 % DE C.—*Sus componentes inmediatamente después de su solidificación* son, aproximadamente:

50 % de austenita de 1,7 % de Carbono y
50 % de eutéctica. Esta eutéctica está formada por 52 % de cementita y 48 % de austenita de 1,7 % de carbono.

Un momento antes de EFG, los componentes son:

26 % de cementita de la eutéctica.
10 % de cementita proeutectoide.
64 % de austenita de 0,90 % de carbono.

TABLA I

CONSTITUYENTES MICROSCÓPICOS DE LAS ALEACIONES HIERRO-CARBONO ENFRIADAS LENTAMENTE.

CLASE DE ALEACION		C %	CONSTITUYENTES %							
			Perlita total	Ferrita proeutectóide	Cementita proeutectóide	Eutéctico	Cementita eutéctica	Camentita primaria	Ferrita Total	Camentita Total
Acero	Suave	0,00	0	100	0	0	0	0	100,0	0,0
		0,10	11	89	0	0	0	0	98,5	1,5
		0,20	22	78	0	0	0	0	97,0	3,0
	Medio duro	0,30	33	67	0	0	0	0	95,5	4,5
		0,40	44	56	0	0	0	0	94,0	6,0
		0,50	56	44	0	0	0	0	92,5	7,5
		0,60	67	33	0	0	0	0	91,0	9,0
		0,70	78	22	0	0	0	0	89,5	10,5
	Duro	0,80	89	11	0	0	0	0	88,0	12,0
		0,90	100	0	0	0	0	0	86,5	13,5
		1,00	98	0	2	0	0	0	85,0	15,0
		1,10	97	0	3	0	0	0	83,5	16,5
		1,20	95	0	5	0	0	0	82,0	18,0
		1,30	93	0	7	0	0	0	80,5	19,5
		1,40	91	0	9	0	0	0	79,0	21,0
		1,50	90	0	10	0	0	0	77,5	22,5
		1,60	88	0	12	0	9	0	76,0	24,0
		1,70	86	0	13,9	0	0	0	74,5	75,5
		1,80	84	0	13,6	4	2	0	73,0	27,0
		1,90	83	0	13,3	8	4	0	71,5	28,5
		2,00	81	0	13,1	11	6	0	70,0	30,0
		2,10	79	0	12,8	15	8	0	68,5	31,5
		2,20	77	0	12,5	19	10	0	67,0	33,0
Fundición blanca		2,30	76	0	12,2	23	12	0	65,5	34,5
		2,40	74	0	11,9	27	14	0	64,0	36,0
		2.50	72	0	11,7	31	16	0	62,5	37,5
		2,75	68	0	11,0	40	21	0	58,75	41,25
		3,00	64	0	10,3	50	26	0	55	46
		3,25	59	0	9,6	60	31	0	51,25	48,75
		3,50	58	0	8,3	70	36	0	47,5	52,5
		3,75	51	0	8,2	79	41	0	43,75	56,25
		4,00	46	0	7,5	89	46	0	40,0	60,0
		4,30	41	0	6,6	100	52	0	35,5	64,5
		4,50	38	0	6,1	92	48	8	32,5	67,5
		4,80	32	0	5,7	79	41	21	28,0	72,0
		6,67	0	0	0,0	0	0	100	0,0	100,0

Por debajo de EFG la constitución será:

26 % de cementita de la eutéctica.
10 % de cementita proeutectoide.
64 % de perlita, que está formada por ferrita y cementita, y sus proporciones serán, con respecto al total, de 55 % de ferrita y 45 % de cementita.

9. Transformaciones que experimentan los aceros de menos de 0,50 % de carbono en la zona 1.400-1.535°

Para hacer más fácil el estudio del diagrama hierro-carbono, no hemos citado las transformaciones que sufren los aceros de menos de 0,50 % de carbono a temperaturas comprendidas en el intervalo 1.400-1.535°.

En esta zona el diagrama no es tan simple como hemos indicado anteriormente, y en la figura 24 se puede ver tal como es en realidad.

Esas nuevas zonas son debidas a la existencia de un nuevo estado alotrópico del hierro, que se llama hierro delta.

En los procesos de enfriamiento lento, las zonas de estabilidad de los cuatro estados alotrópicos del hierro, se hallan comprendidos en los siguientes intervalos de temperatura:

Hierro delta	1.535° a 1.400°
Hierro gamma	1.500° a 700°
Hierro beta	900° a 768°
Hierro alfa	768° a 20°

Todo el hierro que contiene la austenita, es siempre hierro gamma, el de la ferrita puede ser hierro beta o alfa, y el de la perlita es siempre hierro alfa.

El paso del hierro en estado líquido a hierro gamma y la transformación del hierro gamma en hierro delta y viceversa, da lugar en los aceros de bajo contenido en carbono a nuevas fases, según se puede verse en la figura 24.

Al solidificarse el hierro puro a 1.535°, aparece el hierro delta, que al disminuir la temperatura se transforma luego en hierro gamma a 1.403° aproximadamente.

Para contenidos en carbono comprendidos entre 0,03 y 0,08 % aproximadamente, las transformaciones en el enfriamiento se verifican en la siguiente forma: 1.° Acero líquido. 2.° Acero líquido y

hierro delta (zona 2). 3.° Hierro delta (zona 3). 4.° Hierro delta y austenita (zona 4). 5.° Austenita (zona 6).

Para aceros de 0,08 a 0,18 % de carbono tendremos: 1.° Acero

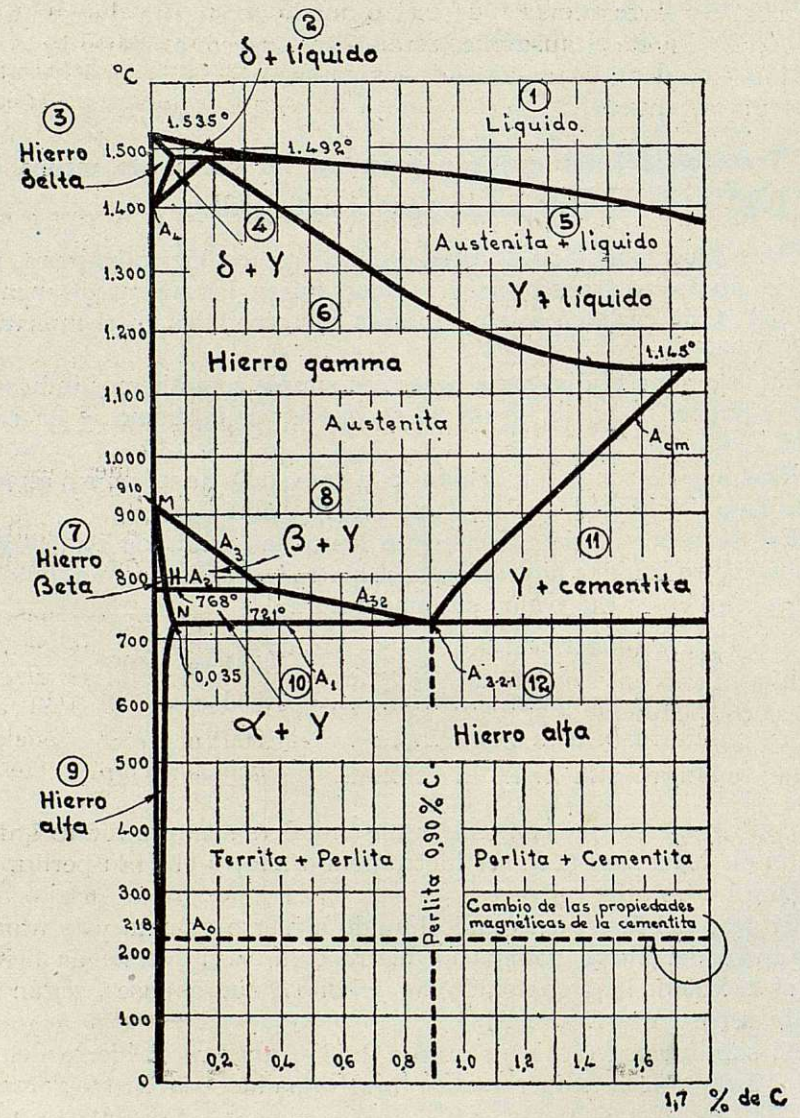


Figura 24

Zonas de estabilidad de los diferentes estados alotrópicos del hierro, en los calentamientos y enfriamientos muy lentos.

líquido. 2.° Acero líquido y hierro delta (zona 2). 3.° Hierro delta y austenita (zona 4). 4.° Austenita (zona 6).

Para aceros de 0,18 a 0,50 % de carbono aproximadamente, tendremos: 1.° Acero líquido. 2.° Acero líquido y hierro delta (zona 2). 3.° Acero líquido y austenita (zona 5). 4.° Austenita (zona 6).

Por fin, para los aceros de más de 0,50 % de carbono tendremos únicamente: 1.° Acero líquido. 2.° Acero líquido y austenita (zona 5). 3.° Austenita (zona 6).

10. Disolución del carbono o carburo de hierro en la ferrita o hierro alfa

Aunque ya se ha indicado anteriormente (fig. 19) que la ferrita o hierro alfa es capaz de disolver o contener en disolución cantidades pequeñísimas de carbono o carburo de hierro, en algunas ocasiones, al tratar de los diferentes estados alotrópicos del hierro, se suele decir que la ferrita es hierro puro sin carbono y que el hierro alfa y el hierro beta son incapaces de disolver el carbono. A pesar de que esto puede dar lugar a confusiones, la realidad, sin embargo, es que muchas veces se habla de esa forma, sobre todo cuando se quiere diferenciar el hierro alfa y el beta del hierro gamma, cuya capacidad de disolución es muchísimo mayor.

Para aclarar bien lo que sucede, vamos a explicar con más detalle los fenómenos que ocurren y las transformaciones que se presentan como consecuencia de esa solubilidad. En la zona del diagrama correspondiente a porcentajes de carbono variables de 0 a 0,1 % de C, aparecen dos nuevas zonas que antes no habíamos señalado y que modifican un poco las leyes de transformación que antes se citaron.

En efecto, en el enfriamiento de los aceros hipoeutectoides de 0 a 0,35 % de C, al llegar a la temperatura Ar_3, se inicia la precipitación de la ferrita (fig. 24), que antes decíamos que era hierro beta y ahora diremos que es hierro beta con un porcentaje de carbono variable y que viene señalado por la línea M-H. Al llegar a 768°, toda la ferrita beta se transforma en ferrita alfa y luego a medida que desciende la temperatura, el contenido en carbono de la ferrita va aumentando hasta 0,035 % a 721°.

En los aceros de 0,35 a 0,90 % de carbono, cuando en el enfriamiento llegan a la temperatura Ar_{3_2}, comienza a precipitarse directamente ferrita alfa, cuyo contenido en carbono varía según la línea N-H. Al descender luego la temmperatura del acero hasta los 721° aproximadamente, la solubilidad es máxima y el contenido en car-

bono llega a 0,035 %. Este será el contenido en carbono de toda la ferrita a esa temperatura, lo mismo el de la ferrita hipoeutectoide que el de la que se ha precipitado bruscamente, formando parte de la perlita. Luego al continuar el descenso de temperatura, esa solubilidad disminuye, se inicia una separación de parte del carbono o carburo de hierro que tiene la ferrita en solución y a la temperatura ordinaria, la ferrita contiene sólo 0,008 % de carbono aproximadamente.

CAPITULO II

TEMPERATURAS CRITICAS DEL HIERRO Y DE LOS ACEROS

11. Al estudiar el diagrama hierro-carbono, hemos visto que existen para cada acero ciertas temperaturas, en las que en el calentamiento y en el enfriamiento muy lento hay transformación de los constituyentes microscópicos.

Ahora vamos a examinar con más detalle esos puntos o temperaturas críticas y los fenómenos físicos que acompañan a esas transformaciones, señalando al mismo tiempo los procedimientos más utilizados para su determinación.

12. Estados alotrópicos y puntos críticos del hierro

Si se deja enfriar lentamente una muestra de hierro lo más puro posible, desde el estado líquido, se puede observar (fig. 25), que

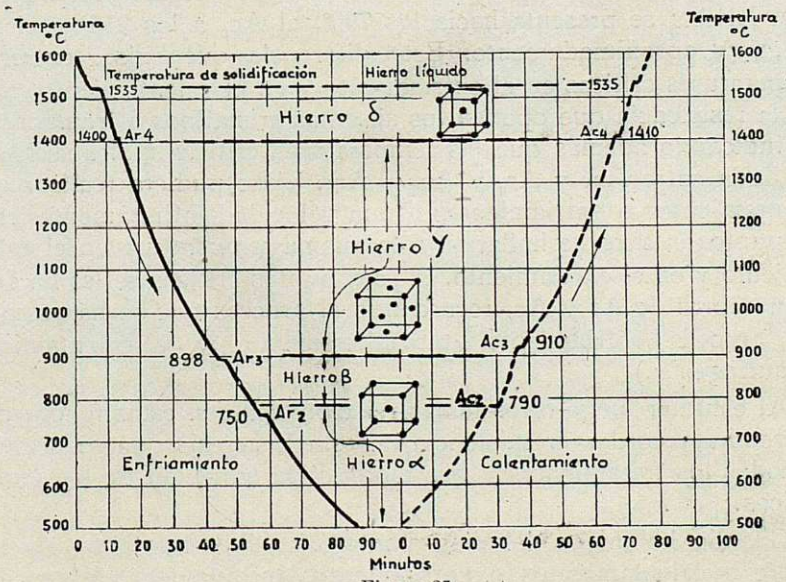


Figura 25
Curvas de enfriamiento y calentamiento del hierro puro.

se solidifica instantáneamente a 1.535°. Al continuar descendiendo la temperatura, no se observa nada anormal en el proceso de enfriamiento, hasta 1.400°. Entonces se nota una disminución en la ve-

locidad de enfriamiento debida a un desprendimiento espontáneo de calor. Luego, hacia los 898°, se produce otro nuevo desprendimiento de calor y se aprecia otra disminución en la velocidad de enfriamiento bastante neta y pronunciada.

Hacia los 750° vuelve a ocurrir otra parada en el enfriamiento, que es ya la última antes de llegar a la temperatura ambiente.

Esas temperaturas en las que ocurren esos fenómenos, se llaman temperaturas o puntos críticos, y se denominan Ar_4, Ar_3 y Ar_2, respectivamente.

La parada a 1.400°, (Ar_4) corresponde a un cambio alotrópico del hierro, que pasa del estado de hierro delta al de hierro gamma. El punto Ar_3 a 898°, señala la transformación de hierro gamma en hierro beta y el punto Ar_2 a 750°, corresponde a la transformación del hierro beta en hierro alfa.

Cuando el proceso es inverso y se calienta el hierro desde la temperatura ambiente hasta la de 1.550°, los fenómenos se presentan en forma muy parecida, pero a temperaturas un poco superiores, recibiendo ahora esos puntos críticos los nombres Ac_2, Ac_3 y Ac_4. El Ac_2 se presenta hacia los 790°, el Ac_3 a los 910° y el Ac_4 a 1.410°, aproximadamente. Esta diferencia que existe entre las temperaturas críticas en el enfriamiento y en el calentamiento, revelan la resistencia que oponen los sistemas cristalinos a transformarse, indicando además que las temperaturas críticas reales se hallan sin duda entre Ac_3 y Ar_3 y Ac_2 y Ar_2. Si se pudiera realizar esos calentamientos o enfriamientos a una velocidad infinitamente lenta, los puntos críticos se hallarían a la misma temperatura en el calentamiento y en el enfriamiento. A esos puntos críticos se les ha dado los nombres de Ar y Ac, recordando el proceso que se ha seguido. (En francés enfriamiento «refroidissement» *r*, y calentamiento «chauffage» *c*.)

Al estudiar luego otros temas relacionados con estos fenómenos, convendrá recordar la existencia de esta histéresis que se presenta en todos los tratamientos y que modifica la situación de los puntos críticos.

Cuando hablamos del diagrama teórico hierro-carbono, que se refiere a calentamientos o enfriamientos infinitamente lentos, podemos decir, que la transformación perlita-austenita, o la inversa, austenita-perlita, se verifica a 721°, y en cambio, al referirnos a un proceso industrial de calentamiento, diremos por ejemplo, que en el calentamiento la transformación perlita-austenita ha ocurrido a 725° ó 740° y en el enfriamiento a 690° ó 700°. Además hay que

tener en cuenta que, así como la temperatura teórica de 721° es fija, las otras dependen de la velocidad de calentamiento o enfriamiento, y pueden variar bastante de unos casos a otros.

13. Hierro alfa y hierro gamma

El hierro muy puro, de bajísimo contenido en carbono, a temperaturas inferiores a 898°-910°, se presenta en forma de hierro beta y hierro alfa, que no disuelven al carbono o carburo de hierro, o lo disuelven en proporciones pequeñísimas, variables de 0,035 % a 721° a 0,008 % a la temperatura ambiente (fig. 19). A temperaturas superiores a 898°-910°, el hierro se encuentra en forma de hierro gamma, que puede disolver al carbono o carburo de hierro en cantidades hasta de 1,7 %.

El hierro beta aparece en el intervalo 910°-768°, y el hierro alfa a temperaturas inferiores a 768° (fig. 24).

Aunque entre el hierro alfa y el hierro beta hay algunas diferencias notables, ambos cristalizan en la misma forma, y su aptitud de disolución del carbono, también es casi idéntica. Por eso, aunque ahora al hablar en este apartado de la estructura cristalina y solubilidad del carbono en los diferentes estados alotrópicos del hierro, algunas veces citamos únicamente el hierro alfa y el hierro gamma, y no citamos el hierro beta, es porque en realidad nos referimos al estado cristalino, característico lo mismo del hierro alfa que del hierro beta, que no disuelve más que en cantidades pequeñísimas al carbono.

El hierro gamma se diferencia también del hierro alfa y beta por su distinta disposición atómica.

El hierro en estado sólido a la temperatura ordinaria (hierro alfa), adopta la disposición de cubos centrados, y en cambio, a alta temperatura (hierro gamma), se presenta con la disposición atómica de caras centradas (fig. 26).

Las células cristalinas unitarias del hierro alfa y del hierro beta tienen la forma de un cubo con un átomo de hierro en cada uno de los ocho vértices y uno en el centro. Si se eleva la temperatura del hierro puro, esta situación de los átomos se conserva hasta la temperatura de transformación de 910°, al sobrepasar la cual el hierro beta se transforma en hierro gamma, y la estructura cristalina se disloca lo mismo que las figuras de un calidoscopio, y se transforma bruscamente en otro sistema cristalino, apareciendo la disposición de caras centradas en la que hay un átomo en cada uno de los vértices y un átomo en el centro de las caras.

Hemos pasado, pues, del cubo centrado formado por 9 átomos (uno en el centro y 8 en los vértices), al cubo de caras centradas de 14 átomos (6 en las caras y 8 en los vértices).

Estos cubos no están, en realidad, formados por 9 y 14 átomos, como parece desprenderse de la observación de la figura 26. Como cada uno de los átomos de los vértices, forma parte de los otros

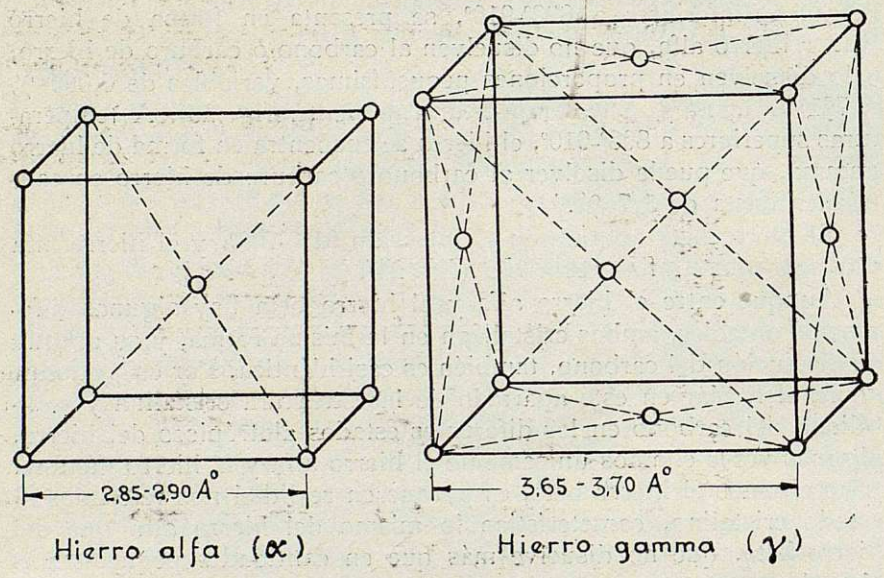


Figura 26
Sistemas cristalinos del hierro alfa (cubo de cuerpo centrado) y del hierro gamma (cubo de caras centradas).

siete cubos vecinos y los de los centros de las caras pertenecen también al cubo adyacente, esos cubos contienen en realidad un número de átomos menor.

En el hierro alfa (cubo centrado) la materia correspondiente a cada cubo, es en realidad la de dos átomos. Uno, el átomo central y otro ($8 \times 1/8 = 1$), correspondiente a 1/8 de cada uno de los vértices.

En el hierro gamma cada uno de los átomos del centro de las caras pertenece también al cubo adyacente. Resulta, por lo tanto, que el cubo elemental tiene sólo la materia de 4 átomos. Uno ($8 \times 1/8 = 1$) de 1/8 de cada uno de los vértices y tres ($6 \times 1/2 = 3$) de 1/2 de cada una de las seis caras.

La longitud de las aristas de esos cubos elementales se denomina

constante o parámetro del sistema cristalino, que para el hierro alfa varía de 2,85 a 2,90 Ángstrom (Ángstrom = 0,000.000.1 mm.) y para el hierro gamma varía de 3,65 a 3,70 Ángstrom (fig. 27).

Aunque el cubo elemental del hierro gamma tiene más átomos que el del hierro alfa, el número total de átomos no ha aumentado al pasar de un estado a otro; ha habido una modificación de estructura cristalina, apareciendo ahora cubos de mayor volumen, o sea, que después del cambio, la misma masa del hierro está formada por menos cubos, cada uno de los cuales ocupa más volumen y contiene más átomos.

A pesar de que el cubo elemental de hierro alfa es menor que el cubo de hierro gamma, el volumen ocupado por el hierro alfa

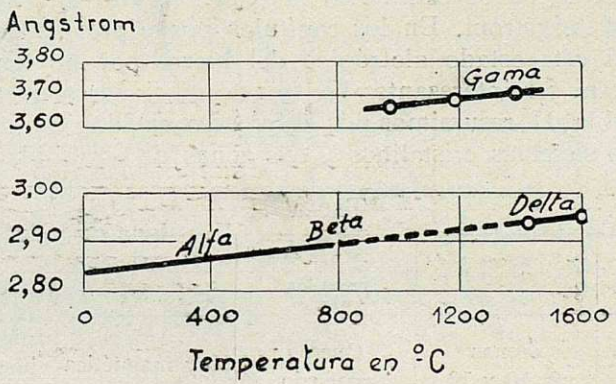


Figura 27

Variaciones de longitud de los parámetros del hierro alfa, beta, gamma y delta en función de la temperatura.

a 730° un momento antes de transformarse en hierro gamma es siempre mayor que el ocupado por la misma cantidad de hierro gamma a esa misma temperatura. En el calentamiento, al transformarse el hierro alfa en hierro gamma hay una contracción de volumen. Para aclarar un poco estos conceptos, que se prestan a confusión, recordaremos que primero nos hemos referido al tamaño de la célula cristalina elemental y luego al volumen ocupado por el acero.

La disposición de caras centradas, o sea la del hierro gamma, es la más compacta, lo que representa más facilidad de deformación y es paramagnético; en cambio, el hierro alfa de cubo centrado tiene más resistencia a la tracción y es ferromagnético.

14. Hierro beta

Es un estado del hierro muy parecido al hierro alfa, tanto que algunos autores ponen en duda su existencia. Cristaliza en la misma forma que el hierro alfa y su poder de disolución del carbono es también muy pequeño. Sin embargo, los pequeños desprendimientos y absorciones de calor y la modificación de las propiedades magnéticas que se presentan al pasar de uno a otro estado, confirman la realidad de su existencia.

15. Hierro delta

A temperaturas comprendidas entre 1.535 y 1.400° el hierro se encuentra en forma de hierro delta, que cristaliza lo mismo que el hierro alfa, en cubos centrados, pero la longitud de su parámetro es de 2,93 Ångstrom. En los capítulos posteriores se dedica poca atención a este estado alotrópico del hierro por no tener interés industrial, ni ser interesantes las transformaciones a que da lugar. En la Tabla II resumimos los diferentes estados alotrópicos del hierro, los sistemas cristalinos y sus zonas de estabilidad.

TABLA II

Estados alotrópicos	Zonas de estabilidad (Fig. 24)	Red cristalina	Propiedades magnéticas	Peso específico
Alfa	Zonas 9, 10 y 12	Cuerpo centrado	Muy magnética	Inferior al del hierro gamma y beta.
Beta	Zonas 7 y 8	Cuerpo centrado	Débilmente magnética	Superior al del hierro alfa.
Gamma	Zonas 4, 5, 6, 8 y 10	Caras centradas	No magnética	Superior al del hierro alfa y beta.
Delta	Zonas 2, 3 y 4	Cuerpo centrado	Débilmente magnética	Inferior al del hierro gamma.

Características y propiedades de los diferentes estados alotrópicos del hierro

16. Puntos críticos de los aceros

Si observamos los procesos de enfriamiento muy lento de diversos aceros con porcentajes variables de carbono, vemos que los puntos críticos que aparecen son diferentes que los que vimos que se presentaban en los hierros o aceros extradulces.

Ensayando un acero con 0,15 % de carbono, se puede ver que en el enfriamiento, el punto Ar_3 aparece a 850°, aproximadamente, temperatura ligeramente inferior a la del hierro (fig. 28), es menos marcada su importancia que en aquél y señala el comienzo de la separación de la ferrita proeutectoide, iniciándose por lo tanto una transformación de hierro gamma en hierro beta. Al continuar descendiendo la temperatura, aparece el punto Ar_2 a 768°, aproximada-

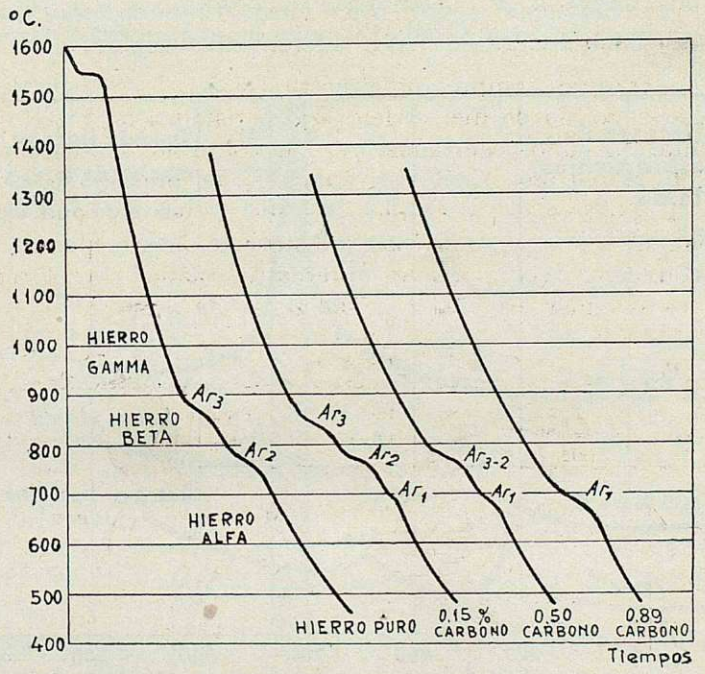


Figura 28

Curvas de enfriamiento de diversas aleaciones hierro-carbono.

mente, que corresponde a la aparición del magnetismo del hierro, es decir, a la transformación del hierro beta en hierro alfa. Por fin, hacia 700° existe otro punto crítico Ar_1, que no lo tiene el hierro y que es más acentuado cuanto mayor sea el contenido en carbono. Este punto no marca un cambio alotrópico en toda la masa del acero, sino únicamente en la austenita residual y corresponde precisamente a la transformación de la austenita de composición eutectoide en perlita, o sea, la transformación del hierro gamma de la austenita en hierro alfa de la ferrita que forma parte de la perlita y la pre-

cipitación del carbono o carburo de hierro que tenía aquélla en solución y que ahora queda en forma de cementita. Como el hierro puro no contiene carbono, su austenita nunca alcanza la composición eutectoide y este punto no aparece en él. El acero extradulce, de 0,15 % de C, hacia los 700° contiene un poco de austenita de composición eutectoide y el punto Ar_1 se marca muy ligeramente; los aceros semi-duros de 0,30 y 0,50 % de C, contienen en cambio más austenita eutectoide residual y el punto es más acentuado.

En el calentamiento aparecen los mismos puntos, pero a temperaturas un poco superiores; esta diferencia es debida, como en el

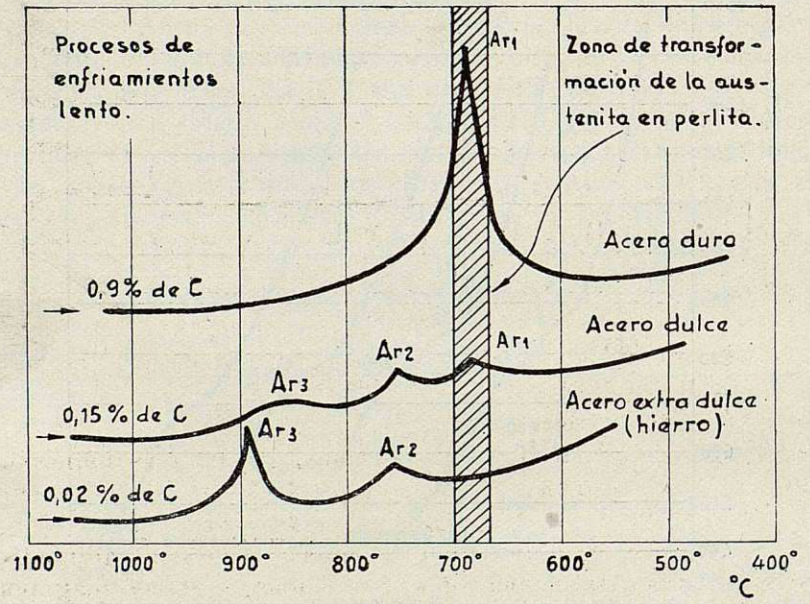


Figura 29

Puntos críticos del acero extradulce y de los aceros de 0,15 y 0,90 % de carbono
Curvas derivadas.

hierro, a la histéresis, y los puntos se denominan Ac_1, Ac_2 y Ac_3. En los aceros, el punto Ac_1 corresponde a la transformación brusca de la perlita en austenita y ocurre de los 725° a 740°, y su importancia depende de la cantidad de perlita que tiene el acero.

Al estudiar un acero semi-duro de 0,50 % de C, no aparecen más que dos puntos, debido a que cuando el contenido en carbono es mayor de 0,35 %, el hierro de la austenita pasa directamente del estado gamma al alfa sin pasar por el beta intermedio.

Primero se presenta el Ar_{3_2}, correspondiente a la separación de la ferrita alfa proeutectoide de la austenita y luego el punto Ar_1 que señala la transformación austenita-perlita (fig. 28).

El acero eutectoide, de 0,90 % de carbono, sólo presenta un punto crítico, que en el calentamiento aparece a 725°-740° y en el enfriamiento lento a 700°, aproximadamente.

En los aceros con más de 0,90 % de carbono, en el enfriamiento existe un punto crítico muy débil y muy difícil de observar, denominado Ar_{cm}, que corresponde al comienzo de la separación de la cementita y luego a temperatura más baja, aproximadamente hacia

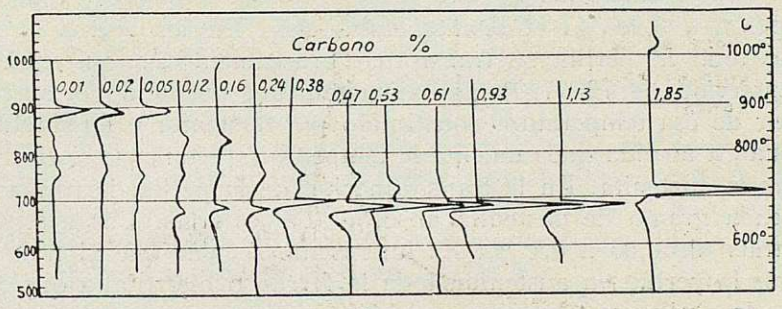


Figura 30

Puntos críticos que aparecen en el enfriamiento de aceros al carbono de diversas composiciones. Curvas diferenciales derivadas.

los 700° aparece el punto de recalescencia, mucho más importante y destacado, correspondiente a la transformación de la austenita en perlita.

El punto Ar_{cm} es muy difícil de apreciar, pues la cantidad de calor desprendida es pequeñísima. Sin embargo, en los diagramas teóricos siempre se señala este punto, cuya temperatura de aparición es variable desde 700° a 1.135°, según el contenido en carbono. En la figura 30 pueden observarse las temperaturas críticas de 13 aceros al carbono, de composición variable desde 0,01 hasta 1,85 % de carbono.

Punto A_0.—Además de las transformaciones citadas, los aceros sufren una transformación magnética reversible a 218°, aproximadamente. Este punto se conoce con el nombre de A_0 y se emplean los símbolos Ar_0 para el enfriamiento y Ac_0 para el calentamiento.

Corresponde a la transformación magnética de la cementita y tiene cierta semejanza con el punto A_2, que corresponde a la trans-

formación magnética del hierro. Los puntos Ar_0 y Ac_0 se presentan casi a la misma temperatura.

La intensidad del fenómeno aumenta con el contenido en carbono y es nula para el hierro, ya que no contiene cementita. El desprendimiento de calor es tan pequeño que no se aprecia esta transformación, en muchos de los procedimientos que normalmente se emplean para determinación de puntos críticos.

17. Denominación y definición de los puntos críticos de los aceros

TRANSFORMACIONES EN LOS ACEROS HIPOEUTECTOIDES. CARBONO INFERIOR A 0,90 %.—*Calentamiento.*—Ac_1. En los aceros al carbono toda la perlita se transforma bruscamente en austenita en el intervalo de 725°-740°, aproximadamente, quedando el acero a partir de esa temperatura constituído por austenita y ferrita libre, la cual, a medida que aumenta la temperatura, comienza a disolverse en la austenita. En la transformación de la perlita la formación de cada gramo de austenita absorbe 15,9 calorías. Los aceros se contraen de 0,03 a 0,1 %. Es interesante señalar que al transformarse la perlita en austenita, toda la ferrita o hierro alfa que contiene la perlita se transforma en hierro gamma, a una temperatura (725°-740°) inferior a la que debe alcanzarse para la formación del hierro gamma en el hierro puro (910°).

Ac_2 (768°). Aparece sólo en el hierro puro y en los aceros de menos de 0,35 % de C. El hierro alfa pasa a beta y pierde las propiedades magnéticas. Cada gramo de hierro absorbe 5,6 calorías al sufrir esta transformación.

Ac_3. Este punto *corresponde al fin de la disolución* de la ferrita proeutectoide en la austenita, en los aceros de menos de 0,35 % de carbono.

Al continuar el calentamiento, a partir del punto Ac_3, se inicia una constante y progresiva dilatación del material, que corresponde a la dilatación de la austenita, que en el intervalo comprendido entre los puntos Ac_1 y Ac_3 estaba parcialmente interferida, por la contracción que experimentaba el acero, debida a la transformación de hiero alfa y beta en gamma, en la continua disolución de la ferrita proeutectoide en la austenita.

El punto Ac_3 en el hierro puro, se manifiesta de forma muy distinta que en el resto de los aceros, ya que corresponde a la total y brusca transformación de todo el hierro beta en hierro gamma y el metal experimenta una contracción.

Ac_{32}. Se presenta sólo en los aceros de 0,35 a 0,90 % de C, y

en este punto ocurren a la vez los fenómenos correspondientes a los puntos Ac_2 y Ac_3, señalados anteriormente.

Enfriamiento.—Ar_3. En los aceros de menos de 0,35 % de C, *se inicia la precipitación* o separación de la ferrita de la masa de la austenita en el enfriamiento.

En el hierro puro ocurre en este punto la brusca y total transformación del hierro gamma en hierro beta, desprendiéndose 5,6 calorías por cada gramo de hierro gamma transformado.

Ar_2. Transformación de la ferrita beta no magnética, en ferrita alfa magnética en el enfriamiento, en la que se desprende 5,6 calorías por gramo de hierro.

Ar_{32}. En los aceros de 0,35 a 0,90 % de C, corresponde a la aparición simultánea de los puntos Ar_3 y Ar_2.

La separación de un gramo de ferrita o hierro alfa de la austenita, desprende 14,1 calorías.

Ar_1. Fin de la precipitación o separación de la ferrita de la austenita en el enfriamiento y brusca transformación de toda la austenita que queda (y que en ese momento tendrá la composición eutectoide) en perlita. El material experimenta una dilatación variable con la composición de 0,001 a 0,08 %.

TRANSFORMACIONES EN LOS ACEROS HIPEREUTECTOIDES. CARBONO MAYOR DE 0,90 %.—*Calentamiento.*—Ac_{321}. Transformación brusca de toda la perlita en austenita. El material se contrae por efecto de la transformación de la perlita en austenita y el fenómeno es similar al descrito para el Ac_1. Comienza la disolución del exceso de cementita en la austenita.

Enfriamiento.—Ar_{cm}. Comienzo de la precipitación o separación de la cementita de la masa de austenita. Este punto, en los aceros de 0,9 a 1,3 % de carbono, es muy difícil de apreciar en los ensayos normales de determinación de puntos críticos por la pequeña cantidad de calor desprendida en la transformación.

Ar_{321}. Fin de la precipitación o separación de cementita de la masa de austenita, y transformación brusca a 700° aproximadamente, de la austenita en perlita.

TRANSFORMACIONES EN EL ACERO EUTECTOIDE.—El punto Ac_{321} marca la transformación perlita-austenita y el Ar_{321} la inversa.

18. Determinación de los puntos críticos

En los ciclos de calentamiento o enfriamiento, al atravesar los aceros las zonas críticas, además de los cambios de estructura ya

citados, ocurren otros fenómenos que sirven para determinar precisamente sus temperaturas de aparición y terminación.

Esos fenómenos son muy diversos, variando su intensidad o características según la composición del acero, clase de transformación o el punto crítico de que se trate.

La primera noticia de la existencia de esa zona crítica se tuvo gracias al fenómeno del temple. Desde muy antiguo se conoce la gran dureza que adquieren los aceros en el temple. Se sabía que si el acero se calienta por encima de cierta temperatura y luego se enfría rápidamente, se endurece, y también se sabía que para que se endurezca hace falta precisamente rebasarla. Si el acero

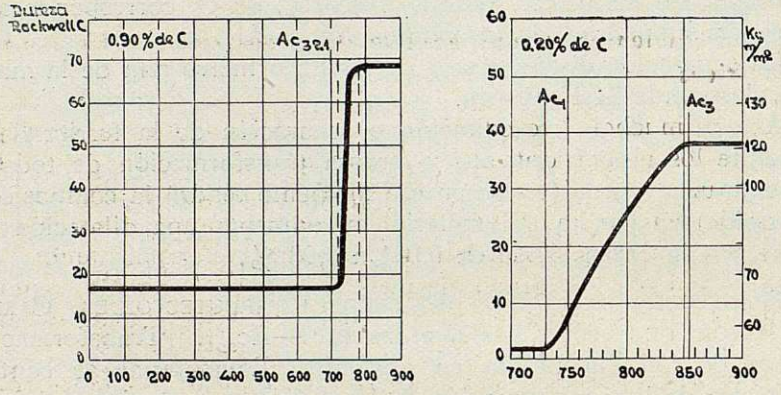


Figura 31

Variación de la dureza en función de la temperatura de temple en dos aceros, uno, de 0,90 % de carbono, y otro, de 0,20 % de carbono.

se calienta a temperatura un poco inferior a la crítica, aunque se enfríe muy rápidamente, no se endurece (fig. 31). Esto señaló de una forma clara la existencia de ciertas temperaturas críticas que regulan esos fenómenos.

Cuando se trata de aceros de más de 0,90 % de carbono, el aumento de dureza es muy brusco, y la única temperatura crítica es la correspondiente al punto Ac_{321} (fig. 31). En cambio, cuando se trata de aceros hipoeutectoides, en el calentamiento existen dos puntos críticos, el Ac_1 y el Ac_3, que se señalan claramente en los ensayos de temple a temperaturas crecientes (fig. 31).

En los aceros al carbono de herramientas de 0,7 a 1,4 % de C, se aprecia muy bien la existencia de esas temperaturas críticas por la aparición de otros fenómenos. Enfriando lentamente en la oscu-

ridad un trozo de acero de esta composición, se ve que el color del acero se va apagando poco a poco, pero cuando llega a 700° aproximadamente, de pronto se ilumina y aumenta su resplandor.

A este punto se llama de «recalescencia», precisamente por la manifestación de este fenómeno. El resplandor y la iluminación del acero son debidos a la energía que se desprende del acero al efectuarse la transformación.

En el calentamiento en cambio, se aprecia una parada en el progresivo aumento de temperatura y en la iluminación del acero al alcanzar éste los 725°-740°, que corresponde a la transformación perlita-austenita.

19. Procedimientos usados para la determinación de los puntos críticos

Existen muchos procedimientos y aparatos para la determinación de los puntos críticos, cuyo fundamento se basa en alguno de los siguientes fenómenos: cambios de temperatura, absorción o desprendimiento de calor, expansión o contracción, cambio de propiedades magnéticas, absorción de cementita o ferrita, cambio de dureza y tamaño de grano después de un enfriamiento rápido, cambio en la resistencia eléctrica, cambio de plasticidad, cambio en la estructura cristalina, etc.

Los métodos basados en la *dureza y cambio del grano* de fractura después del temple, son los más antiguos. El procedimiento consiste en calentar las probetas a varias temperaturas crecientes y escalonadas, enfriándolas rápidamente en agua y observando la temperatura más baja, con la que se obtiene la mayor dureza y el grano más fino.

En el *método dilatométrico* se usan aparatos muy precisos, que miden y señalan las anormales contracciones y dilataciones que experimentan los aceros en las zonas críticas y que son diferentes de la expansión o contracción regular que experimenta el material en el calentamiento o enfriamiento de la probeta, debido a las leyes de dilatación térmica.

Hay aparatos que registran esas variaciones gráficamente. Uno de los más utilizados es el dilatómetro Chevenard, cuyo funcionamiento describiremos más adelante.

El *método magnético* es aplicable a aceros de todas composiciones. Se coloca la probeta en un circuito magnético, se va elevando progresivamente la temperatura y observando las variaciones del flujo magnético que la atraviesa. Cuando no hay paso de

flujo (material amagnético, hierro gamma) es señal de que hemos atravesado la zona crítica, que se puede determinar con gran exactitud.

El *método calorimétrico* consiste en medir el calor desarrollado por las probetas. En las zonas críticas hay un desprendimiento o absorción de calor extraordinario, que sirve para determinar las temperaturas en que ocurren esos fenómenos.

Los *métodos metalográficos* se basan en el estudio de las estructuras que se obtienen al ir enfriando rápidamente varias probetas de acero a temperaturas variables. Así, por ejemplo, en el calentamiento progresivo, las temperaturas en las que la ferrita y la cementita libres son completamente absorbidas por la austenita, son los puntos críticos Ac_3 y Ac_{cm}.

20. Curvas para la determinación de los puntos críticos

Para la determinación de los puntos críticos, es muy conveniente dibujar las curvas de enfriamiento y calentamiento, pues con su ayuda se puede estudiar más fácilmente esta clase de fenómenos.

El método más elemental para esta determinación, consiste en colocar dentro de un horno un trozo del acero a ensayar y en su interior un par termoeléctrico conectado a un milivoltímetro que señale la temperatura (fig. 32).

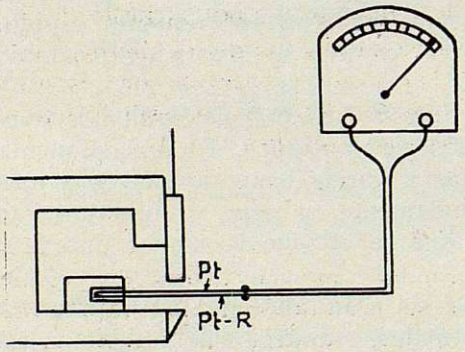


Figura 32

Un montaje para determinar curvas de enfriamiento y calentamiento.

Al calentar y enfriar, el horno, se elevará o bajará la temperatura de la probeta, debiendo anotarse las temperaturas y tiempos correspondientes, efectuándose estas lecturas cada dos, cinco o diez segundos, por ejemplo. Luego se dibuja un gráfico señalando en ordenadas las temperaturas y en abscisas los tiempos. La curva que se obtiene se llama tiempos-temperaturas.

En la figura 33 se puede observar la curva A correspondiente a un material que no tiene puntos críticos y la curva B correspondiente a un metal con dos puntos críticos a 701° y 502°.

Este procedimiento que teóricamente es muy sencillo, en la práctica no se utiliza, porque de esta forma los puntos críticos se señalan con muy poca nitidez.

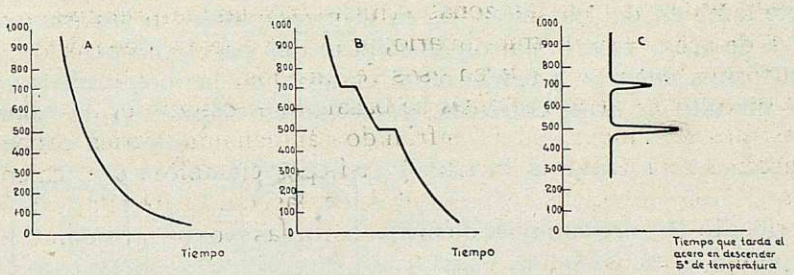


Figura 33

Curvas de enfriamiento.

Otro procedimiento más exacto, con el mismo montaje de horno, muestra y pirómetro, consiste en señalar en ordenadas las temperaturas y en abscisas el tiempo en segundos que necesita la probeta para descender intervalos de temperatura, por ejemplo de 5°.

De esta forma aparecen más señalados y claros los puntos críticos. La curva que se obtiene, se llama curva derivada con respecto a la temperatura. En la figura 33 C se representa de esta forma el mismo proceso de enfriamiento señalado por la curva B.

21. Utilización de cuerpos neutros

En los casos citados anteriormente las velocidades de enfriamiento y calentamiento de la probeta están afectadas por la del horno (de gran inercia) y por otros agentes exteriores, que puede hacer difícil la interpretación de lo que verdaderamente sucede en los ensayos, ya que las cantidades de calor que se desprenden de las muestras son muy pequeñas comparadas con las exteriores. Por lo tanto, interesa emplear procedimientos en los que se anule la influencia de esos factores extraños. Esto se consigue empleando cuerpos neutros en forma de probetas patrón o pequeñas piezas que se introducen en el horno junto con las probetas de los aceros a estudiar. Estos cuerpos neutros no deben poseer puntos críticos para que no influyan sobre las curvas que se obtengan y suelen ser de níquel, aceros austeníticos (cromo-níquel al manganeso, etc.).

Entonces el montaje se puede hacer según se indica en la figu-

ra 34. Se introduce en el horno la probeta de acero y la patrón. En la primera se coloca un pirómetro en el que se puede leer constantemente la temperatura del acero. Además se coloca en la misma probeta de acero otro par, cuyo alambre de platino-rodio forma parte también del par montado en la pieza patrón, o sea que en la pieza de acero y en la patrón se colocan dos pares en oposición. De esta forma, cuando la temperatura es igual en las dos probetas por este circuito no pasa corriente, y cuando en el proceso de calenta-

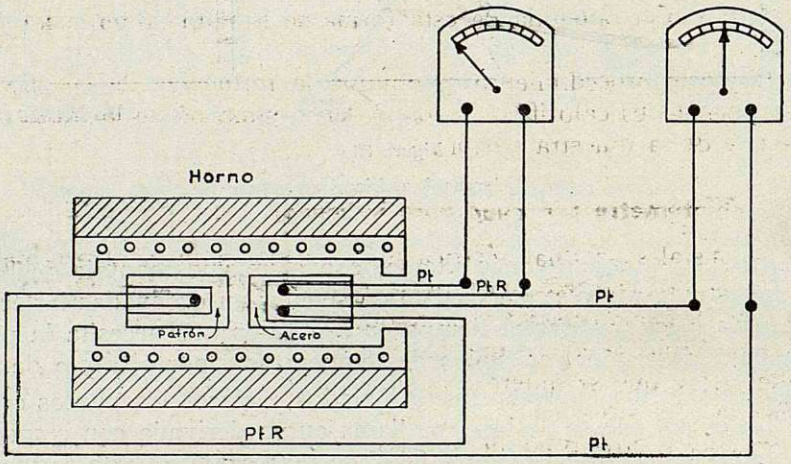


Figura 34

Montaje para determinar curvas de enfriamiento y puntos críticos.

miento o enfriamiento la probeta de acero alcanza alguna temperatura crítica, el aparato acusa un paso de corriente, porque en la pieza patrón continúa aumentando o disminuyendo la temperatura, mientras la del acero permanece casi constante.

Con este montaje para la construcción de las curvas, se pueden seguir dos procedimientos:

1.° Señalar en ordenadas las temperaturas y en abscisas las diferencias de temperaturas entre el metal patrón y el acero. Estas curvas se llaman curvas diferenciales. Llamando T_1 la temperatura del acero y T_2 la de la muestra patrón, en abscisas se señalarán los valores de $T_1 - T_2$.

2.° Señalar en ordenadas las temperaturas y en abscisas las diferencias relativas de enfriamiento entre el acero y la muestra patrón por grado de temperatura, es decir, se señala en abscisas la

variación que ha habido en la diferencia de temperaturas entre el acero y la muestra patrón, en dos temperaturas próximas, dividida por el intervalo de temperaturas que hay entre ellas, o sea

$$\frac{(T'_1 - T'_2) - (T''_1 - T''_2)}{T'_1 - T''_1}$$

siendo T'_1 y T''_1 las temperaturas del acero y T'_2 y T''_2 las de la muestra patrón.

A la curva obtenida de esta forma se le llama diferencial derivada.

Por este procedimiento se elimina la influencia de las diferentes capacidades caloríficas y los poderes emisivos de la muestra de acero y de la muestra patrón.

22. Dilatómetro con cuadrante indicador

La instalación dilatométrica más sencilla para la determinación de los puntos críticos está representada en la figura 35. Consiste en un tubo de cuarzo cerrado por abajo en cuyo fondo se coloca una probeta del acero que se quiere ensayar. Sobre la cara superior de la probeta se apoya otro tubo de cuarzo, más delgado, que sirve para transmitir la dilatación del acero hasta un reloj micrométrico que mide con gran amplificación las más pequeñas dilataciones y contracciones de la probeta. Por el interior de este segundo tubo se hace pasar los hilos de un par termo-eléctrico cuya soldadura está colocada en el interior de la pieza de acero y que nos señala la temperatura del acero en cada momento de la experiencia.

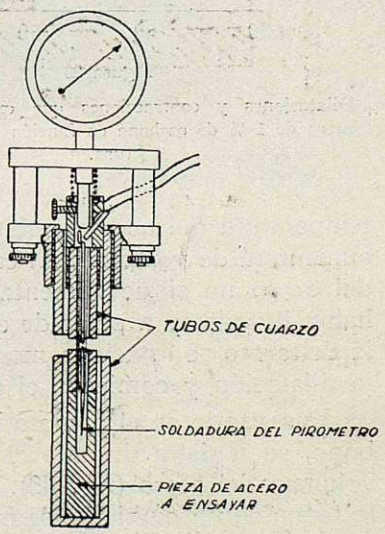


Figura 35
Dilatómetro con cuadrante indicador.

Todas estas piezas forman un conjunto rígido cuya parte inferior se introduce en un horno eléctrico vertical.

Anotando cada diez segundos las temperaturas y las dilataciones, se pueden trazar diagramas como el de la figura 36, en el que se puede apreciar con gran cla-

ridad la situación de los puntos críticos tanto en el calentamiento como en el enfriamiento.

En la figura 37 se pueden ver los puntos críticos, determinados por el procedimiento dilatométrico, de aceros de diversas composiciones.

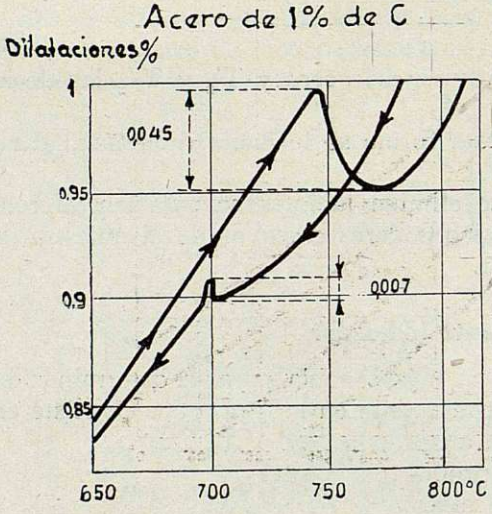


Figura 36

Dilataciones y contracciones que experimenta un acero de 1 % de carbono en función de la temperatura.

23. Dilatómetro Chevenard

El funcionamiento de este aparato se basa también en la dilatación que experimentan los aceros cuando aumenta su temperatura y en los cambios de volumen que experimentan al atravesar las temperaturas críticas.

Si tomamos una probeta del acero que queremos ensayar, de 0,95 % de carbono, por ejemplo, y la introducimos en un horno cuya temperatura se va elevando continuamente, la temperatura del acero también se elevará y a la vez se dilatará y aumentará de volumen. Al cabo de un cierto tiempo la temperatura del acero no sigue aumentando con el ritmo que hasta entonces había llevado, y a pesar de que la temperatura del horno aumenta, la del acero se estaciona momentáneamente y además también cesa la dilatación y comienza el acero a experimentar una contracción.

Ensayando en el aparato Chevenard un acero de 0,95 % de carbono, se registra durante el ensayo en un gráfico los cambios de volumen del acero (fig. 38). En el calentamiento progresivo desde la temperatura ambiente se marca primero una continua dilatación. Luego, a 732° se inicia una contracción (punto A, fig. 38) que se señala con un punto anguloso. Cuando cesa la transformación (punto B) la dilatación continúa. Al enfriarse el acero se contrae y al llegar a la temperatura crítica, Ar_{321} sufre en cambio una dilatación (puntos C y D) que se marca claramente en el gráfico.

Para conocer a qué temperatura ocurren esos fenómenos, se

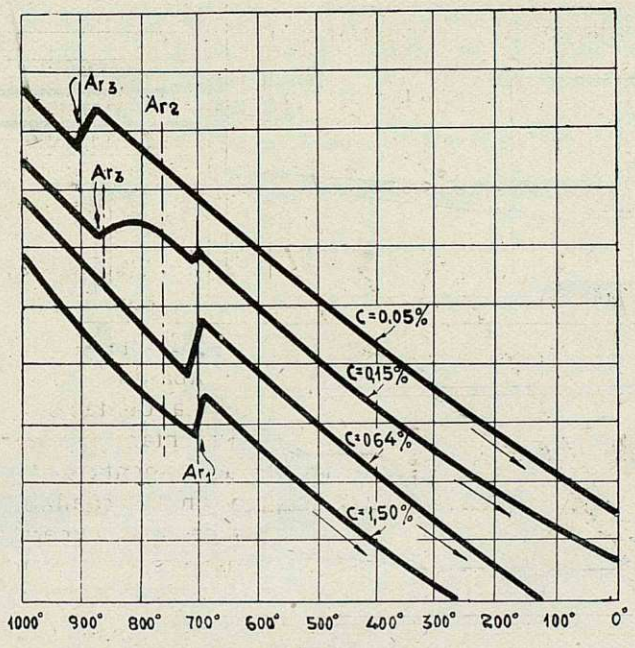


Figura 37

Curvas dilatométricas determinadas en el enfriamiento de diversos aceros. En ordenadas se señalan dilataciones y contracciones.

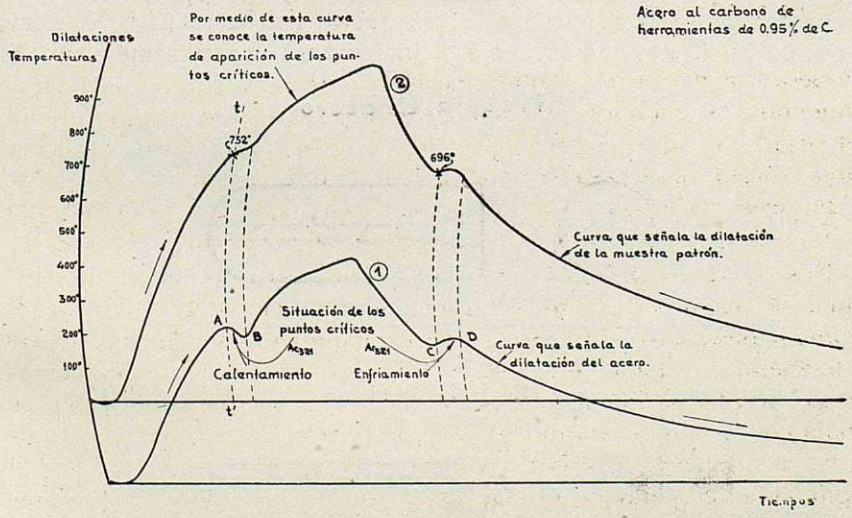


Figura 38

Curvas dibujadas por el aparato Chevenard, al ensayar un acero de 0,95 % de carbono.

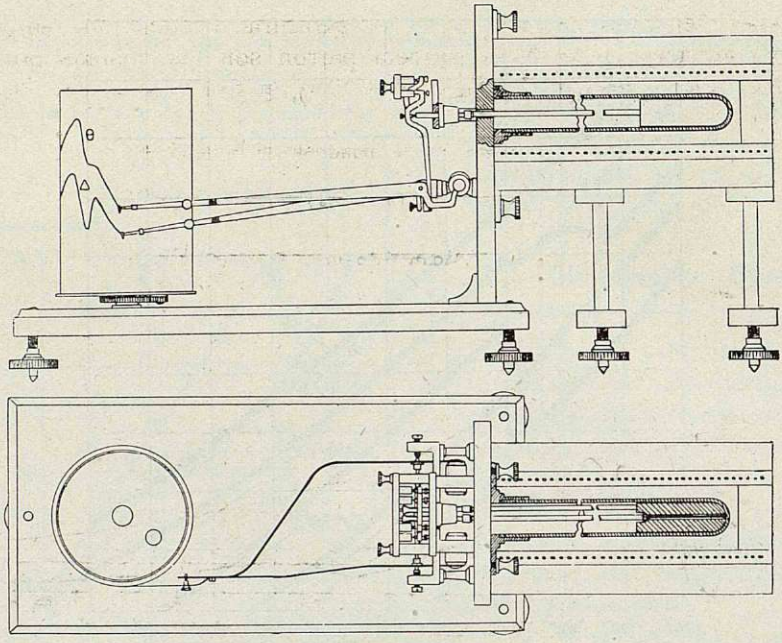


Figura 39
Alzado y planta del aparato Chevenard usado para la determinación de puntos críticos.

dispone de otra probeta de un metal que no tiene puntos críticos cuya temperatura se eleva a la vez que la del acero (fig. 38, curva número 2). Como se conocen las dilataciones que este metal patrón

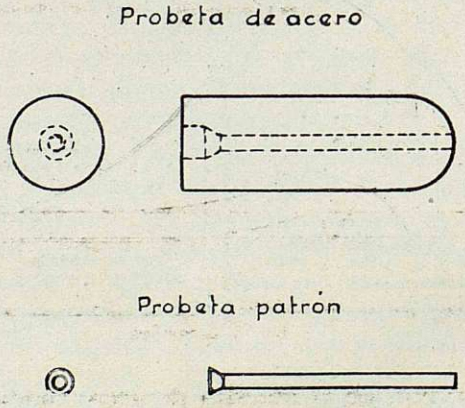


Figura 40
Probetas utilizadas en el aparato Chevenard.

experimenta en función de la temperatura, y como las temperaturas del acero y la de la probeta patrón son las mismas por estar ésta dentro de aquélla (figs. 39 y 40), en todo momento conocere-

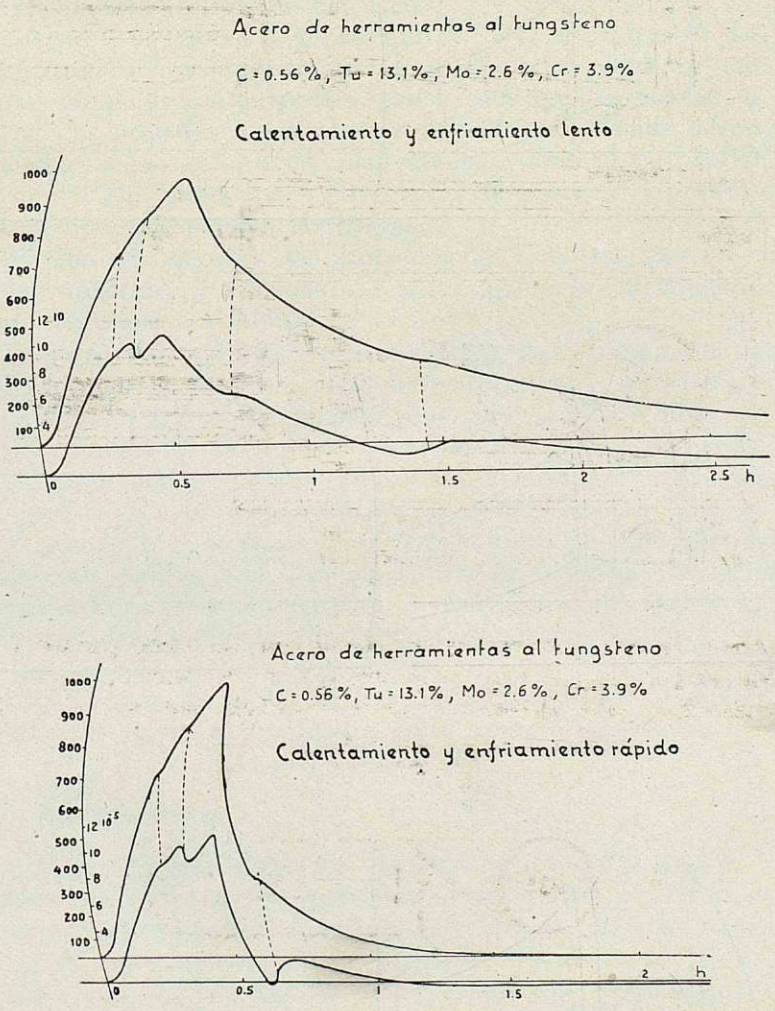


Figura 41

Curvas dibujadas por el aparato Chevenard al ensayar un acero de herramientas al tungsteno.

mos la temperatura de la muestra de acero, midiendo la dilatación que ha sufrido la probeta patrón y por lo tanto, conoceremos también las temperaturas de aparición de los puntos críticos.

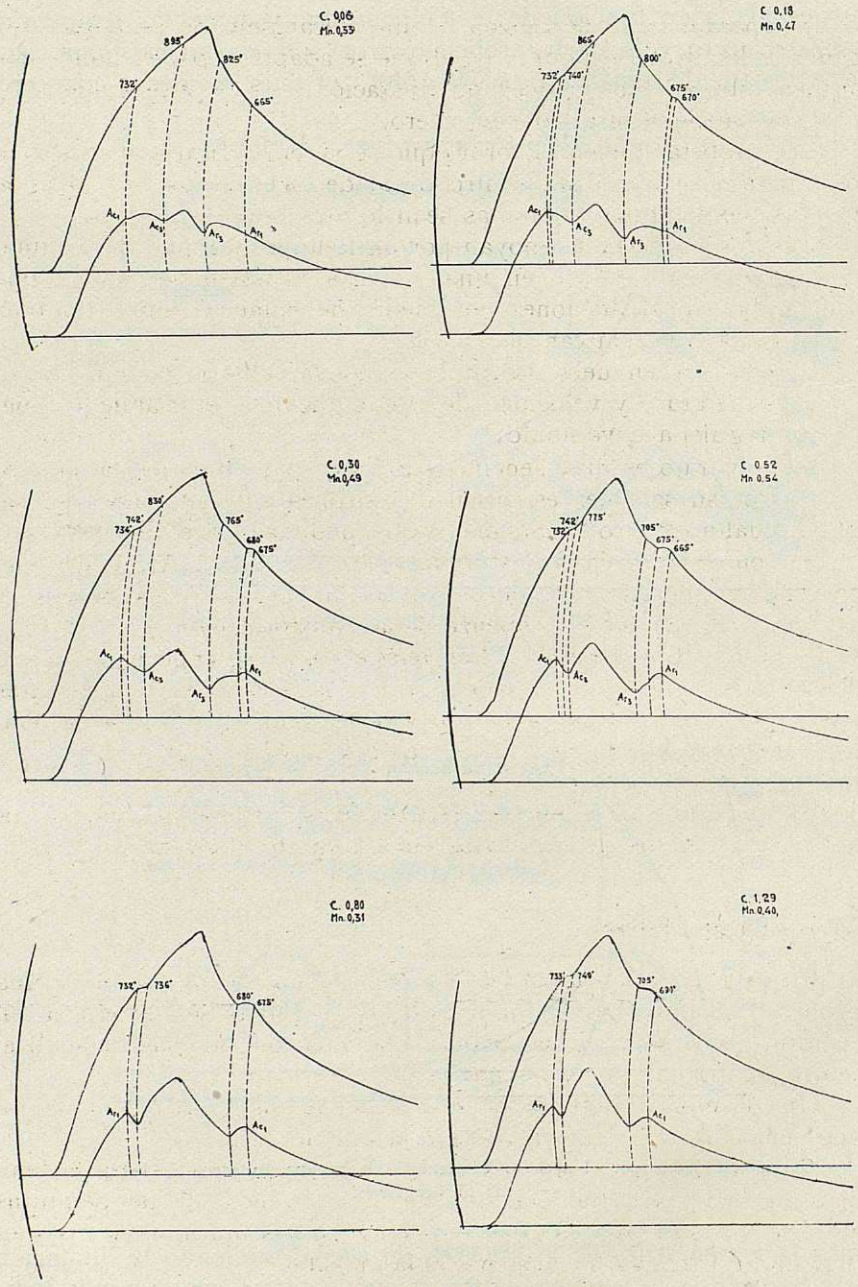


Figura 42.

Curvas determinadas en el aparato Chevenard, correspondientes a diversos tipos de aceros.

El aparato (fig. 39) consta de un mecanismo de relojería, que gira a velocidad constante y en el que se adapta el papel, donde dos agujas dibujan los gráficos de dilatación. Una corresponde a la probeta patrón y otra a la del acero.

Las probetas tienen la forma que se ve en la figura 40. La probeta patrón se introduce dentro de la del acero y así se consigue que las temperaturas de ambas sean lo más iguales posible.

Las dos probetas se apoyan por un lado en el fondo de un tubo de cuarzo y por el otro en unas varillas, también de cuarzo, que transmiten sus dilataciones por medio de palancas amplificadoras a las agujas que marcan las curvas.

El tubo que envuelve las probetas queda cubierto por un horno, cuya temperatura y velocidad de calentamiento y enfriamiento puede ser regulada a voluntad.

Este aparato es muy sencillo y práctico para trabajos de laboratorio. Por su sencillez es difícil de estropearse y se conoce en seguida cualquier error o anomalía que pudiera aparecer.

El comienzo de las transformaciones Ac_1 y Ac_3, Ar_3 y Ar_1 viene señalado por puntos angulosos de la curva 1. Los puntos A y C (fig. 38) señalan el comienzo de la transformación Ac_{321} y Ar_{321} y los puntos B y D el fin. Las temperaturas se conocen trazando desde esos puntos una paralela (tt') a la escala de temperaturas hasta que corte a la curva patrón y observando el valor de la temperatura correspondiente, que en la figura 38 es 732° para el punto Ac_{321} y 696° para el Ar_{321}.

En la figura 42 se pueden ver las curvas de los puntos críticos de diversos aceros determinados en el aparato Chevenard.

24. Aparato Brown

En este aparato se utiliza también una probeta patrón y una probeta del acero que se quiere estudiar. Ambas se introducen en el horno, colocando en un orificio que cada una de ellas tiene en el centro, la soldadura de un par termo-eléctrico.

Un pirómetro registrador marca sobre un gráfico una curva que señala la temperatura de la muestra de acero.

Además, el mismo aparato marca otra curva que señala la temperatura del acero incrementada en la diferencia de temperaturas entre la muestra patrón y la del acero. Ambas muestras se colocan una junto a la otra lo más próximas posible.

Al comenzar el calentamiento las dos curvas (fig. 44) serán casi iguales y las pequeñas diferencias que haya entre ellas se deberán

a la colocación de las probetas en el horno, ya que es muy difícil que estén exactamente a la misma distancia del foco de calor. Cuan-

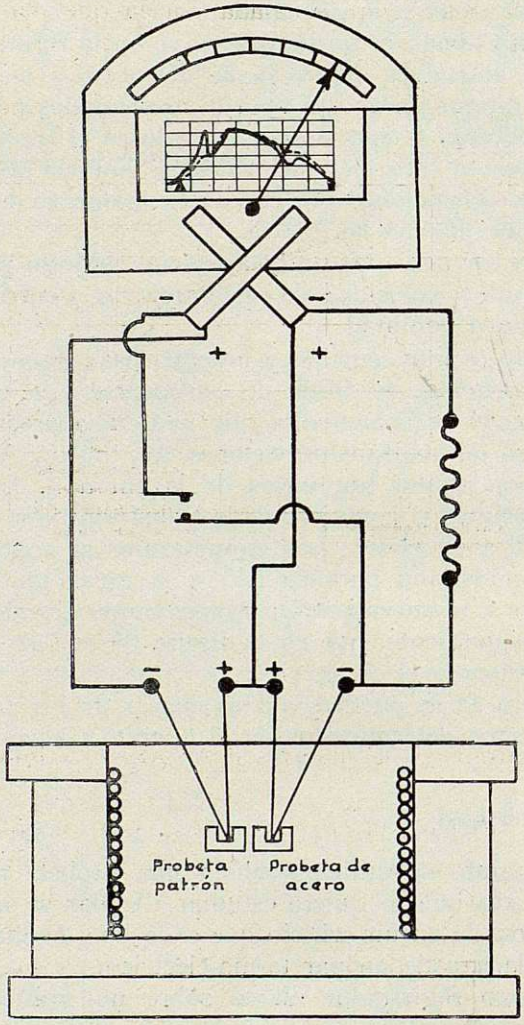


Figura 43
Esquema del aparato Brown.

do el acero llega a una temperatura crítica, hay una parada en la continua elevación de temperatura del acero y en cambio la temperatura de la muestra patrón continuará aumentando. Entonces

aparecerá una diferencia de temperatura entre las dos probetas, de acero y patrón y en la curva que marca esas diferencias, aparecerá un punto anguloso que nos señala la existencia de un punto crítico cuya temperatura nos vendrá señalada por la que marque en ese momento la otra curva.

Descripción de la instalación.—El aparato consta de un horno

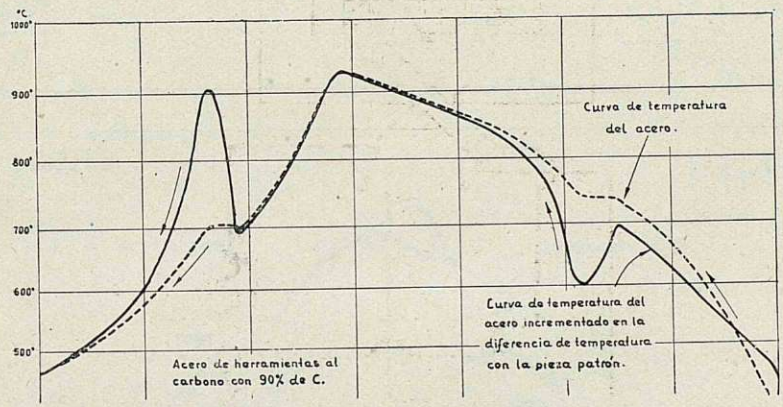


Figura 44

Curvas dibujadas por el aparato Brown al ensayar un acero de 0,90 % de carbono.

en el que se introducen la muestra ensayada y la muestra patrón (fig. 43).

Un aparato de relojería en el que se coloca el papel donde se marcarán las curvas y que se va moviendo continuamente.

En el gráfico se van marcando alternativamente una serie de puntos que forman dos curvas. Para ello hay un interruptor automático que va abriendo o cerrando los circuitos, de manera que en su movimiento alternativo va marcando primero la curva de las temperaturas del acero y luego la otra que indica la temperatura del acero incrementada en la diferencia de temperaturas entre el acero y la probeta patrón.

Esas temperaturas se marcan por medio de un galvanómetro muy sensible, que en el caso de marcar la temperatura del acero, funciona al ser atravesada una bobina por la corriente engendrada

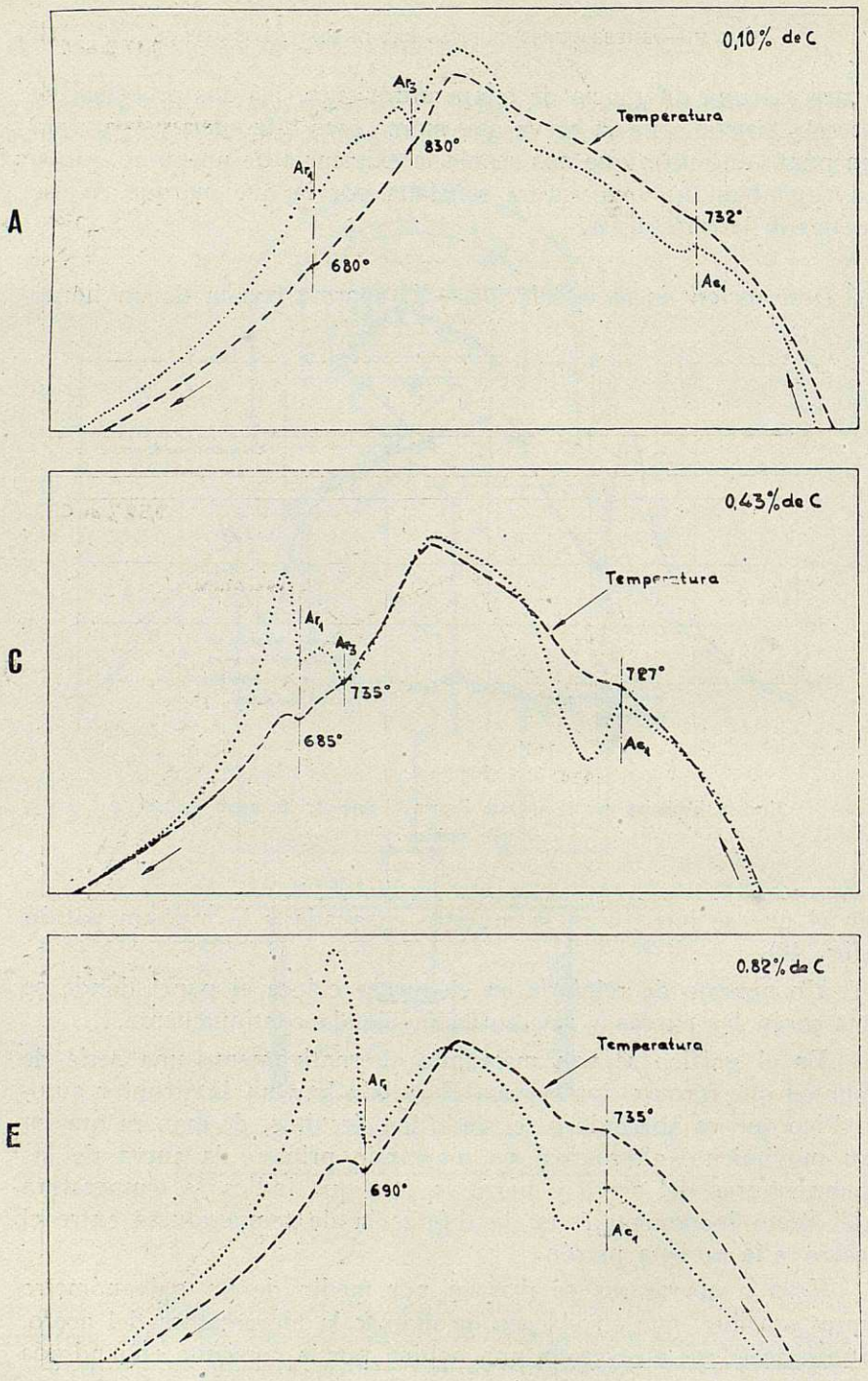


Figura 45, A, C y E

Curvas dibujadas por el aparato Brown al ensayar aceros de diversos porcentajes en carbono.

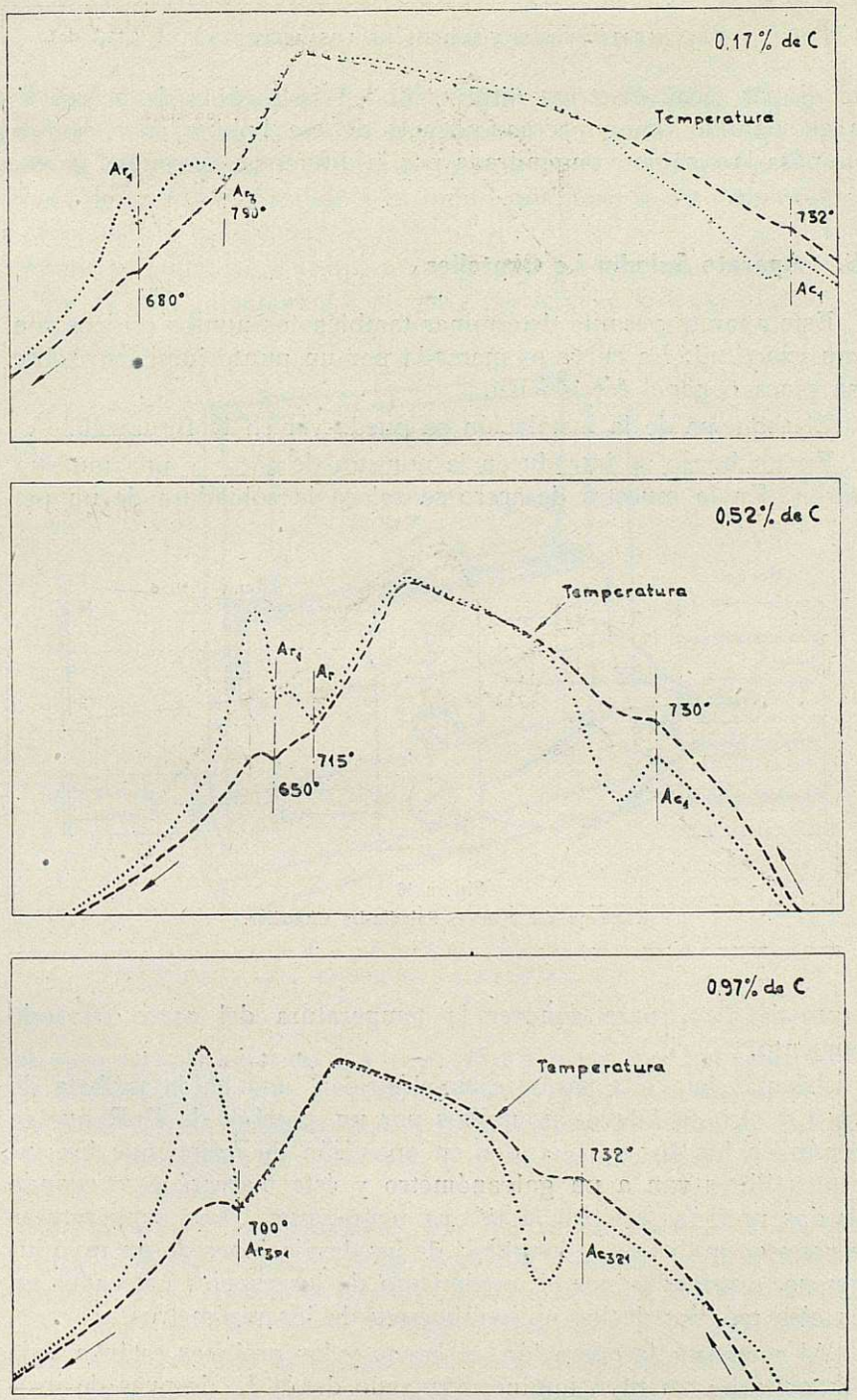


Figura 45. B, D y F

Curvas dibujadas por el aparato Brown al ensayar aceros de diversos porcentajes en carbono.

por el par termo-eléctrico introducido en la probeta de acero. Y en el segundo tiempo actúa, además de esa bobina, otra por la que pasa la corriente engendrada por la diferencia de ambos pares.

25. Aparato Saladin-Le Chatelier

Este aparato permite determinar también los puntos críticos con gran exactitud. La curva es marcada por un punto luminoso sobre una placa o papel fotográfico.

El esquema de la instalación se puede ver en la figura 46.

En un horno se introducen la muestra de acero y una muestra patrón. En la muestra de acero se coloca la soldadura de un par

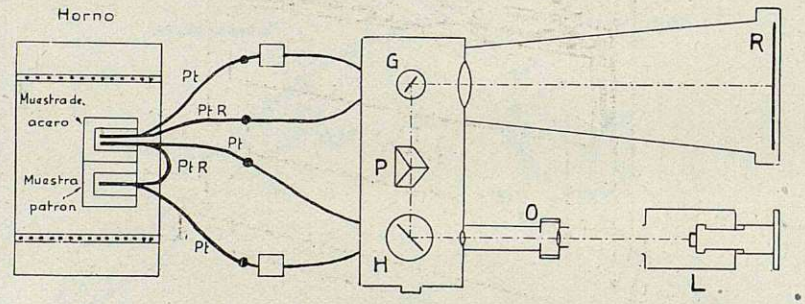


Figura 46
Esquema del aparato Saladin-Le Chatelier.

termo-eléctrico, para conocer la temperatura del acero en todo momento.

Además hay dos pares termo-eléctricos, uno en la probeta de acero y otro en la patrón, unidos por un alambre de Pt R que es común en los dos y colocados en oposición de forma que los extremos libres van a un galvanómetro y éste marcará cero cuando los dos probetas estén a la misma temperatura. Las temperaturas se conocen midiendo la amplitud de las desviaciones de un rayo luminoso, originadas por el movimiento de los espejos colocados en los ejes móviles de los milivoltímetros de los pirómetros.

Al comenzar la operación, el horno y las probetas están a baja temperatura; un rayo luminoso lanzado desde *L*, después de inci-

dir sobre los dos espejos, *H* y *G*, y atravesar un prisma *P* (figuras 46 y 47), llega a la pantalla *R* señalando un punto. Al irse elevando la temperatura, el espejo *G* que marca la temperatura de la probeta de acero, va girando y el punto luminoso se va desplazando de izquierda a derecha.

Mientras tanto, si la temperatura de las dos probetas es la misma, por el otro galvanómetro no pasa corriente y la línea marcada

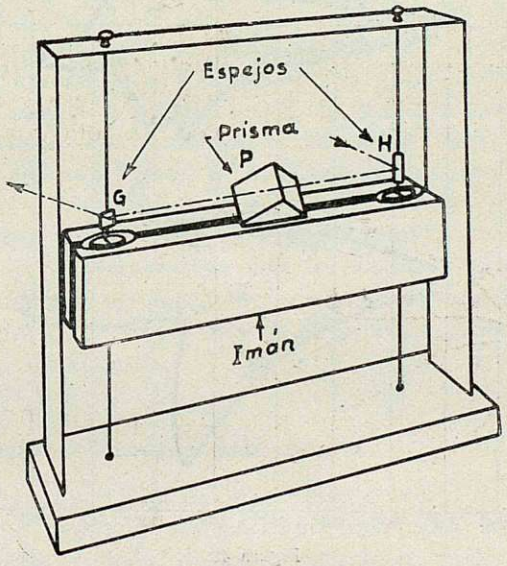


Figura 47 .
Una vista del aparato Saladin-Le Chatelier.

sería una recta horizontal *a-b* (fig. 48). Pero si por su situación en el horno con respecto a los elementos de calefacción las probetas están a diferentes temperaturas, el galvanómetro desviará el espejo *H* y el rayo luminoso se desviará, y en la pantalla subirá o bajará el punto luminoso.

Por lo tanto, en la primera fase del calentamiento, el punto marcará en la placa una línea de izquierda a derecha más o menos horizontal. Pero cuando la probeta de acero alcanza la temperatura crítica, habrá una diferencia de temperatura entre las dos probetas, porque se estacionará la temperatura en la probeta de acero y continuará elevándose la de la pieza patrón, se moverá el espejo *H* y

en la curva se marcará claramente la existencia de un punto crítico, porque el punto luminoso se desplazará en sentido vertical como se puede observar en la figura 48.

La temperatura de aparición de este punto, se conocerá por una escala horizontal que señala exactamente las temperaturas de la

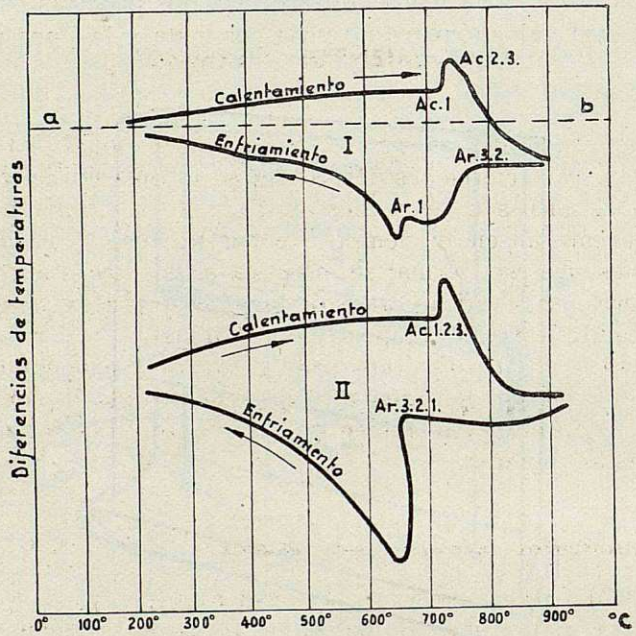


Figura 48

Gráficos determinados en el aparato Saladin-Le Chatelier.

pieza de acero, pues se conoce de antemano el desplazamiento del espejo L y el movimiento horizontal del punto luminoso para cualquier temperatura del acero.

CAPITULO III

TRATAMIENTOS TERMICOS

26. Los tratamientos térmicos tienen por objeto mejorar las propiedades y características de los aceros, y consisten en calentar y mantener las piezas o herramientas de acero a temperaturas adecuadas, durante un cierto tiempo y enfriarlas luego en condiciones convenientes. De esta forma, se modifica la estructura microscópica de los aceros, se verifican transformaciones físicas y a veces hay también cambios en la composición del metal.

El tiempo y la temperatura son los factores principales y hay que fijarlos siempre de antemano, de acuerdo con la composición del acero, la forma y el tamaño de las piezas y las características que se desean obtener.

27. Tratamientos térmicos más usados

Los tratamientos térmicos más usados son:

El recocido, temple, normalizado, revenido, cementación, nitruración, temple en baño de sales, temple en baño de plomo, etc.

Recocido.—Con este nombre se conocen varios tratamientos cuyo objeto principal es ablandar el acero; otras veces también se desea además regenerar su estructura o eliminar tensiones internas. Consisten en calentamientos a temperaturas adecuadas, seguidos generalmente de enfriamientos lentos. Las diferentes clases de recocidos que se emplean en la industria se pueden clasificar en cuatro grupos:

Recocidos de regeneración.—En este caso el calentamiento se hace a una temperatura superior a la crítica y luego el material se enfría muy lentamente. Sirve para ablandar el acero y regenerar su estructura.

Recocidos subcríticos.—El calentamiento se hace por debajo de la temperatura crítica, no teniendo tanta importancia como en

el caso anterior la velocidad de enfriamiento, pudiendo incluso enfriarse el acero al aire sin que se endurezca. Por medio de este tratamiento se eliminan las tensiones del material y se aumenta su ductilidad.

Se pueden distinguir dos clases de recocidos subcríticos:

a) *Recocido de ablandamiento.*—Su principal objeto es ablandar el acero por un procedimiento rápido y económico. Con este tratamiento no se suelen obtener las menores durezas, pero en muchos casos las que se consiguen son suficientes para mecanizar perfectamente los materiales. El proceso consiste en calentar el acero hasta una temperatura, que siendo inferior a la crítica Ac_1, sea lo más elevada posible y enfriar luego al aire. Las durezas que se obtienen en ciertos aceros de herramientas y de construcción de alta aleación, después de este tratamiento, suelen ser algunas veces demasiado elevadas para el mecanizado.

b) *Recocido contra acritud.*—Se efectúa a temperaturas de 625° a 675°, y tiene por objeto, principalmente, aumentar la ductilidad de los aceros de poco contenido en carbono (menos de 0,40 %) estirados en frío. Con el calentamiento a esa temperatura, se destruye la cristalización alargada de la ferrita, apareciendo nuevos cristales poliédricos más dúctiles que los primitivos, que permiten estirar o laminar nuevamente el material sin dificultad. El enfriamiento se suele hacer al aire.

Recocido globular o de esferoidización.—Es un tratamiento de ablandamiento que se da a los aceros de herramientas, al carbono o débilmente aleados, para mejorar su maquinabilidad y se puede considerar como un proceso intermedio entre el recocido de regeneración y el recocido subcrítico. Consiste en un calentamiento prolongado a temperaturas ligeramente inferiores o superiores a la crítica Ac_{321}, o a temperaturas oscilantes por encima y por debajo y muy próximas también a la crítica, seguido siempre de un enfriamiento lento. El fin que se persigue con este recocido es obtener la menor dureza posible y una estructura microscópica favorable para el mecanizado de las piezas. Por medio de este tratamiento, se consigue que la cementita adopte una disposición globular que tiene para cada composición una dureza muy inferior a cualquier otra microestructura, incluso la perlita laminar.

Recocido isotérmico.—Este tratamiento, aun perteneciendo a este grupo, se detalla más adelante junto a otros tratamientos isotérmicos, porque creemos que así será más fácil su estudio.

NORMALIZADO.—Este tratamiento consiste en un calentamiento a temperatura ligeramente superior a la crítica, seguido de un enfriamiento en aire tranquilo. De esta forma, se deja el acero con una estructura y propiedades que arbitrariamente se consideran

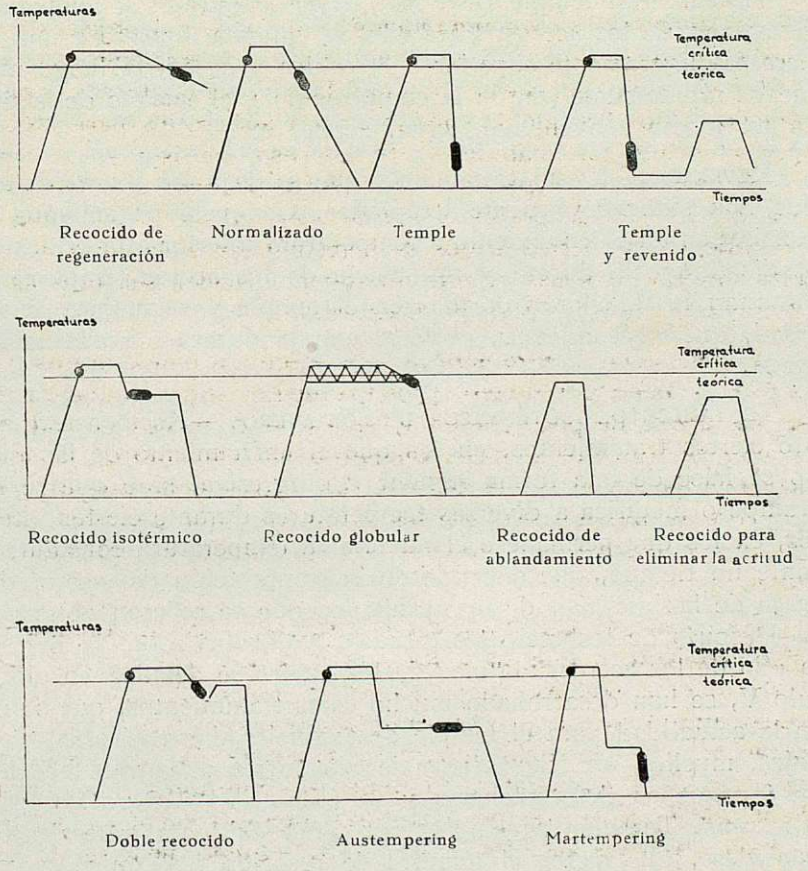


Figura 49

Esquema de los tratamientos térmicos más empleados y del desplazamiento de las zonas de transformación.
Los puntos y zonas negras señalan las temperaturas de transformación del acero.
(Ver figura 148.)

como normales y características de su composición. Se suele utilizar para piezas que han sufrido trabajos en caliente, trabajos en frío, enfriamientos irregulares o sobrecalentamientos, y también sirve para destruir los efectos de un tratamiento anterior defectuo-

so. Por medio del normalizado, se eliminan las tensiones internas y se uniformiza el tamaño de grano del acero. Se emplea casi exclusivamente para los aceros de construcción al carbono o de baja aleación.

TEMPLE.—El temple tiene por objeto endurecer y aumentar la resistencia de los aceros. Para ello, se calienta el acero a una temperatura ligeramente superior a la crítica y se enfría luego más o menos rápidamente (según la composición y el tamaño de la pieza) en un medio conveniente, agua, aceite, etc.

REVENIDO.—Es un tratamiento que se da a las piezas de acero que han sido previamente templadas. Con este tratamiento, que consiste en un calentamiento a temperatura inferior a la crítica Ac_1, se disminuye la dureza y resistencia de los aceros templados, se eliminan las tensiones creadas en el temple y se mejora la tenacidad, quedando además, el acero con la dureza o resistencia deseada.

TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS DE LOS ACEROS.—Reciben este nombre ciertos tratamientos, en los que el enfriamiento de las piezas no se hace de una forma regular y progresiva, sino que se interrumpe o modifica a diversas temperaturas durante ciertos intervalos, en los que permanece el material a temperatura constante durante un tiempo, que depende de la composición del acero, de la masa de las piezas y de los resultados que se quieran obtener.

Después de los recientes estudios realizados sobre la curva de la «S» de los aceros, algunos de los cuales se detallan en el capítulo V, se han desarrollado mucho estos tratamientos, que se usan en la actualidad para el temple de troqueles, herramientas, engranajes, muelles, etc. Se obtiene de esta forma una gran tenacidad, muy pequeñas deformaciones y se elimina el peligro de grietas y roturas. También se emplea con gran éxito un tratamiento de esta clase, que recibe el nombre de recocido isotérmico, para el ablandamiento de los aceros.

Austempering o transformación isotérmica de la austenita en la zona de 250°-600°.—Este tratamiento consiste en calentar el acero a una temperatura superior a la crítica y luego enfriarlo rápidamente en plomo o sales fundidas, a temperaturas comprendidas entre 250° y 600°, permaneciendo el acero en el baño a esa temperatura durante el tiempo suficiente para que se verifique la transformación completa de la austenita en otros constituyentes a temperatura constante. Un tratamiento de esta clase, denominado «paten-

ting», se aplica desde hace mucho tiempo para la fabricación de ciertos alambres de alta resistencia, que se conocen generalmente con el nombre de «cuerda de piano». En este caso el enfriamiento se suele hacer en baño de plomo, quedando el acero con una tenacidad y ductilidad excepcionales.

Martempering.—Es un tratamiento que ha comenzado ha desarrollarse también muy recientemente. Es un temple escalonado, en el que el material caliente, a una temperatura ligeramente superior a la crítica, se enfría en un baño de sales, también caliente, a temperaturas comprendidas entre 200° y 400°, permaneciendo en él las piezas durante un tiempo que debe controlarse cuidadosamente y que debe ser suficiente para que iguale la temperatura en toda la masa, antes de que en ninguna parte de ella se inicie la transformación de la austenita, y luego se enfría al aire. De esta forma se consigue que la transformación de toda la masa del acero se verifique casi al mismo tiempo, evitándose desiguales y peligrosas dilataciones que ocurren en los temples ordinarios, en los que las transformaciones de las distintas zonas del material ocurren en momentos diferentes.

Recocido isotérmico.—Este tratamiento de ablandamiento consiste en calentar el acero por encima de la zona crítica, generalmente de 740° a 820°, luego se baja a una temperatura de 600°-700°, que se mantiene constante durante varias horas, para conseguir la completa transformación isotérmica de la austenita y finalmente, se enfría al aire. Este tratamiento es muy rápido y se obtienen durezas muy bajas.

Temple superficial.—Recientemente se ha desarrollado este procedimiento en el que se endurece únicamente la capa superficial de las piezas. El calentamiento se puede hacer por llama o por corrientes inducidas de alta frecuencia, pudiéndose regular en ambos casos perfectamente la profundidad del calentamiento y con ello la penetración de la dureza. Una vez conseguida la temperatura de temple, se enfría generalmente en agua.

Tratamientos en los que hay cambio de composición.—En esta clase de tratamientos, además de considerar el tiempo y la temperatura como factores fundamentales, hay que tener también en cuenta el medio o atmósfera que envuelve el metal durante el calentamiento y enfriamiento. Estos tratamientos se suelen utilizar para obtener piezas que deben tener gran dureza superficial, para re-

sistir el desgaste y buena tenacidad en el núcleo. Los tratamientos pertenecientes a este grupo son:

La cementación.—Por medio de este tratamiento se modifica la composición de las piezas, aumentando el contenido en carbono de la zona periférica, obteniéndose después, por medio de temples y revenidos, una gran dureza superficial.

La cianuración.—Es un tratamiento parecido a la cementación, en el que el acero absorbe carbono y nitrógeno en la zona superfi-

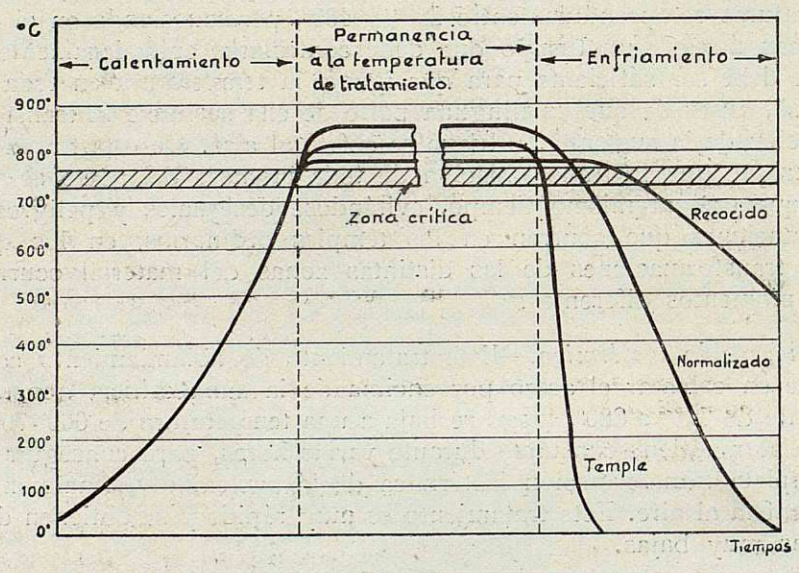


Figura 50

Representación esquemática del recocido de regeneración, normalizado y temple de un acero.

cial, quedando luego esa zona periférica muy dura después de un temple final.

La nitruración.—Es un tratamiento de endurecimiento superficial a baja temperatura, en el que las piezas de acero templadas y revenidas al ser calentadas a 500° en contacto con una corriente de amoníaco que se introduce en la caja de nitrurar, absorben nitrógeno, formándose en la capa periférica nitruros de gran dureza, quedando las piezas muy duras sin necesidad de ningún otro tratamiento posterior.

28. Recocido de regeneración, temple y normalizado

Los procesos que se siguen en estos tres tratamientos tienen, entre sí, ciertas semejanzas que conviene destacar conjuntamente para luego estudiar los caracteres que los diferencian.

En los tres casos se calienta el acero a una temperatura ligeramente superior a la crítica, y luego, después de un período de permanencia a esa temperatura, suficiente para conseguir el estado austenítico, se enfrían las piezas. El enfriamiento es diferente en los tres casos. En los recocidos, se hace muy lentamente dentro del horno. En los temples, se hace muy rápidamente enfriando en agua, aceite, etc., y en los normalizados el enfriamiento se efectúa al aire a una velocidad intermedia entre los temples y recocidos. *Se puede decir que la velocidad de enfriamiento es lo que caracteriza y diferencia principalmente estas tres clases de tratamientos.*

Hay que distinguir en estos procesos tres períodos fundamentales: 1.°, calentamiento; 2.°, permanencia a temperatura, y 3.°, enfriamiento (fig. 50). Las dos primeras fases se pueden estudiar a la vez para los tres, pues las variantes que pueden existir son pequeñas.

29. Calentamiento para el recocido de regeneración, temple y normalizado

Es la primera fase de todo tratamiento térmico y aunque algunas veces no se le suele dar importancia, tiene, sin embargo, suficiente para que haya que dedicarle cierta atención, sobre todo cuando se trata de perfiles y piezas de bastante espesor. El calentamiento debe ser siempre lo más uniforme posible y debe llegar hasta el corazón de la pieza. Debe hacerse lentamente para que haya la menor diferencia de temperatura entre el interior y la periferia, pues en caso contrario se pueden crear fuertes tensiones internas que pueden dar lugar a grietas y roturas. Algunas veces, estos defectos aparecen luego en los temples o revenidos y se atribuyen indebidamente a causas distintas de las que los originaron. Estas tensiones se crean primero por la desigual dilatación de las zonas calientes y frías de las piezas (periferia y centro) y luego por las contracciones que ocurren al atravesar el acero las zonas críticas.

No es recomendable introducir las piezas frías de más de 100 milímetros de diámetro en hornos cuya temperatura sea superior a 350°, porque el acero relativamente frío es poco plástico, no admite deformaciones y las tensiones que se crean pueden originar grietas.

El paso de la zona crítica no es peligroso cuando toda la pieza tiene la misma temperatura o las diferencias entre el centro y la periferia son pequeñas, como ocurre en los calentamientos lentos. En cambio, cuando en las piezas muy gruesas la periferia alcanza esa temperatura antes que el centro, la zona periférica sufre una contracción, mientras el centro que no ha llegado a esa temperatura se está dilatando todavía y el peligro de grietas es mayor.

Cuando en el calentamiento el acero alcanza aproximadamente los 732°, la perlita que contiene, comienza a transformarse en auste-

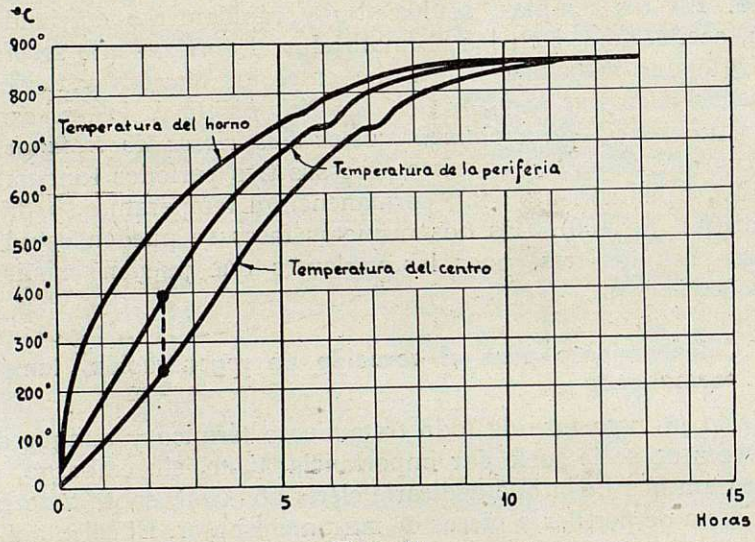


Figura 51

Proceso de calentamiento de un redondo de acero de 500 m/m. de diámetro.

nita, y cambia la estructura cristalina del hierro de la perlita, pasando de hierro alfa a hierro gamma, y el acero que hasta entonces se estaba dilatando se contrae mientras dura esa transformación, continuando luego otra vez la dilatación (fig. 42).

Los calentamientos rápidos son peligrosos, especialmente en los aceros de alto contenido en carbono, en los que el porcentaje de perlita es grande. En los aceros dulces, en cambio, se pueden utilizar mayores velocidades de calentamiento, ya que en ellos estos fenómenos tienen menor importancia.

Para evitar que las tensiones sean peligrosas, conviene que en las secciones transversales la diferencia de temperatura entre dos puntos de un mismo radio situados a 25 mm. de distancia, no sea

superior a 20°, y para conseguirlo, la duración del calentamiento desde la temperatura ambiente a los 850°, debe ser superior a media hora por pulgada de diámetro, y si es posible conviene que la duración del calentamiento sea de una hora por pulgada de diámetro.

En la figura 51 se ve el proceso de calentamiento de un redondo de 500 mm. (20 pulgadas) de diámetro introducido en el horno frío y calentado a 860°, con una duración de la primera fase de once horas, o sea 0,55 de hora por pulgada de espesor. Se puede ver

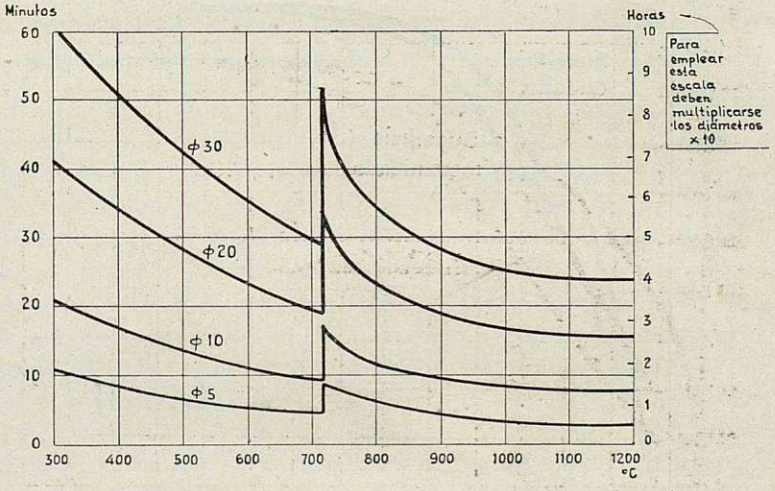


Figura 52
Tiempo *aproximado* que tarda en calentarse el centro de los redondos de acero al carbono, al ser introducidos en un horno caliente.

que cuando la periferia tiene 400°, el centro tiene 230° y por lo tanto, la diferencia entre el corazón y la periferia es de 170°, o sea, que suponiendo que es lineal la variación de temperatura en la sección transversal de la pieza, habrá una diferencia de 17° entre puntos situados a 25 mm. de distancia, que es inferior a lo arriba recomendado.

Para tener una idea aproximada del tiempo que tarda en calentarse un redondo de acero al carbono, introducido en un horno caliente, insertamos la figura 52, en el que se da el tiempo aproximado que necesitan los redondos de acero de diferentes diámetros para alcanzar la temperatura del horno. Según este gráfico, un redondo de 10 mm., introducido en un horno que esté a 800°, tarda en alcanzar esa temperatura doce minutos, y en cambio, in-

troducido en un horno a 1.000°, sólo tarda ocho minutos en alcanzar esa temperatura. Un redondo de 30 mm. tarda en calentarse a 800° treinta y cinco minutos, y en cambio, introducido en un horno a 1.000°, sólo tarda veinticinco minutos en alcanzar esa temperatura. Un redondo de 300 mm. de diámetro tarda en calentarse a 900° cuatro horas y media aproximadamente. A partir de 721° el tiempo necesario para que el centro de los redondos alcance la tem-

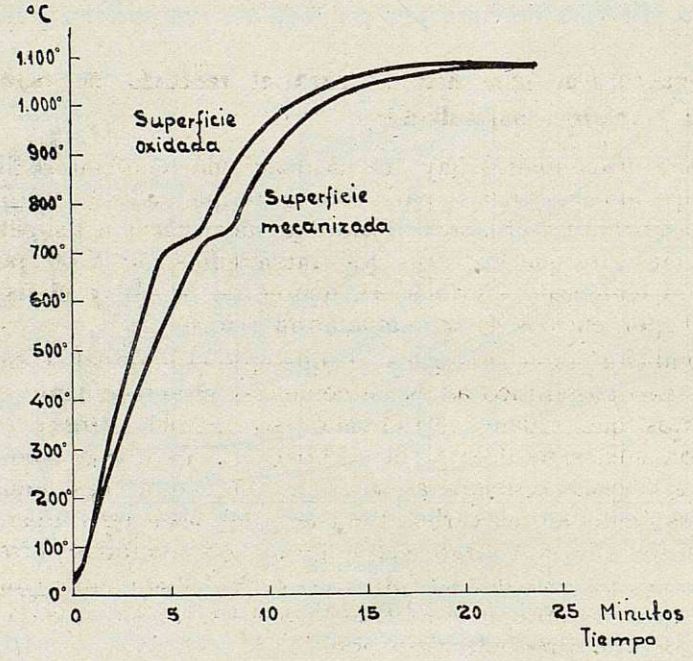


Figura 53.
Temperaturas en el centro de un redondo de acero de 0,35 % de C, de 30 m/m. de diámetro calentado desde 20° a 1.100°.

peratura deseada, aumenta debido al calor que absorbe el acero para que se efectúe la transformación de la perlita en austenita. La transmisión del calor en los aceros de alta aleación, como los rápidos, inoxidables, indeformables de 13 % de cromo, etc., se hace mucho más despacio que en los ordinarios, por lo que la duración del calentamiento deberá ser aproximadamente el doble que el necesario para los aceros al carbono o de baja aleación.

El estado de la superficie del material tiene también gran influencia en la duración del calentamiento, existiendo por esa circuns-

rancia diferencias muy notables entre los tiempos necesarios para conseguir un correcto calentamiento de barras o perfiles de diferente estado superficial. Cuando se trata de superficies brillantes, la duración del calentamiento es unas dos o tres veces mayor que cuando se trata de superficies rugosas u oxidadas. En la figura 53 se puede ver la influencia de la superficie del material en la velocidad de calentamiento de un redondo de acero de 30 mm. de diámetro.

30. Temperaturas convenientes para el recocido de regeneración, temple y normalizado

En estos tratamientos hay que alcanzar una temperatura ligeramente superior a la crítica, para conseguir que todo el acero pase al estado austenítico. El normalizado se suele hacer a temperatura un poco más alta que los otros dos tratamientos, 50° a 60° por encima de la temperatura crítica. El temple de 30°-60° y el recocido de 20°-40° por encima de la temperatura crítica.

La condición antes anunciada, de que todo el material se encuentre en estado austenítico antes de comenzar el enfriamiento en los tratamientos que estamos estudiando, se cumple siempre en los aceros con menos de 0,90 % de carbono, en los que en todos los casos se sobrepasa la temperatura Ac_3, y en cambio casi nunca en los de más contenido en carbono, es decir, en los aceros hipereutectoides, en los que se utilizan temperaturas comprendidas entre A_{321} y A_{cm}, y en los que únicamente alcanza el estado austenítico un 90 % de la masa aproximadamente. Vamos a ver por qué en estos casos puede admitirse esta excepción.

Sabemos que un acero de 1,25 % de carbono por ejemplo, cuando se encuentra en estado recocido, está constituído por 94 % de perlita y 6 % de cementita. Si lo calentamos, al sobrepasar los 732° aproximadamente, el 94 % de perlita se convierte en 94 % de austenita capaz de tomar el temple, pero el metal contiene todavía 6 % de cementita que no lo tomará. Si continuamos elevando la temperatura, al atravesar el punto Ac_{cm}, toda la cementita es absorbida por la austenita que, en ese momento, es el único constituyente del acero. Si lo templamos entonces, toda la austenita se transformará y el acero quedará duro. Pero, en cambio, si el acero es templado a temperatura ligeramente superior a Ac_{321}, pero inferior a Ac_{cm}, el 94 % de la masa que estaba en forma de austenita quedará muy dura y el 6 % restante quedará en forma de cementita ; esto, sin

embargo, no es ningún contratiempo, pues el acero será tan duro o más que cuando inicialmente estaba formado por 100 % de austenita, porque la cementita es el constituyente más duro de los aceros. El acero templado por encima de Ac_{cm}, tiene, en cambio, el inconveniente de que al sobrepasarse bastante la temperatura de formación de la austenita, la estructura será más grosera y el peligro de agrietamiento será mayor. Como el crecimiento del grano y el calentamiento a temperaturas elevadas son inconvenientes superiores a las ventajas que se obtienen templando a temperaturas superiores a Ac_{cm}, siempre se suelen utilizar para el temple de los aceros al carbono de herramientas (0,60 a 1,30 % de carbono), temperaturas comprendidas entre 760°-800°.

En el recocido ocurre algo parecido. Al sobrepasar la temperatura Ac_{cm}, aumenta mucho el tamaño de los cristales, lo cual es un inconveniente, pues con ello disminuye la tenacidad del acero. En cambio, a temperatura un poco más baja, pero ligeramente superior a $Ac_{3\text{-}21}$, se obtienen resultados satisfactorios y el material queda suficientemente blando.

Después de estos razonamientos se comprende que, *en estos tratamientos, no hace falta conseguir siempre el estado austenítico en toda la masa.* Pero como en los casos en que esa condición no se cumple el porcentaje que queda sin austenizar es muy pequeño y el número de aceros en los que esto sucede reducido, al referirnos en adelante a estos tratamientos, para no alargar demasiado el texto, no señalaremos esta excepción, e indicaremos siempre (aunque no sea rigurosamente exacto) que para que los tratamientos sean correctos es necesario conseguir en toda la masa del acero el estado austenítico.

Algunas veces, para obtener después del temple una estructura fina, se calienta el material por encima de Ac_{cm} (para conseguir la desaparición de la cementita) y se enfría en aceite o baño de plomo (para impedir que pueda separarse); luego se vuelve a calentar el acero a temperatura ligeramente superior a $Ac_{3\text{-}21}$ y se enfría en agua. De esta forma se evita que en la estructura final aparezca cementita libre reunida en grandes glóbulos o retículos, porque en el primer temple se ha conseguido el estado austenítico perfecto, y luego como al iniciarse el enfriamiento del segundo temple se parte de austenita muy fina sin grandes zonas aisladas de carburos sin disolver, tampoco aparecen en la estructura final.

31. Duración del calentamiento en los recocidos de regeneración, temple y normalizado

Para conseguir que toda la masa del acero esté formada por cristales de austenita, hace falta que el acero permanezca a la temperatura de tratamiento un cierto tiempo.

La duración del calentamiento en los recocidos, temples o normalizados, depende de la masa de las piezas, de la temperatura, de la velocidad de calentamiento, de la clase del acero y del estado inicial y final del material.

El tiempo de mantenimiento del acero a la temperatura de tra-

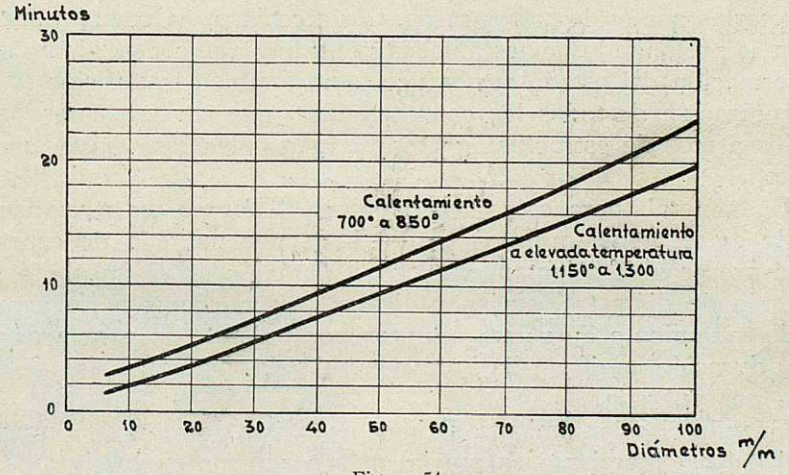


Figura 54

Duración total del calentamiento de las piezas de acero en los hornos de sales.

tamiento comienza cuando toda la pieza, incluyendo las zonas del interior, ha alcanzado esa temperatura. Aunque al rebasar el acero las temperaturas Ac_3 ó Ac_{cm}, todo el carbono forma solución con la austenita, unas regiones de austenita pueden tener más carbono que otras. Entonces el porcentaje de carbono tiende a igualarse en toda la masa, pero esta tendencia puede ser retardada por las segregaciones no metálicas que forman barreras entre los granos, por el fósforo y el oxígeno que se encuentran en solución y que parece que tienden a repeler al carbono, o por la presencia de elementos aleados como el cromo, tungsteno, etc., que tienden a formar carburos complejos. Como la difusión del carbono es mucho más rápida a alta temperatura, podría efectuarse el tratamiento a

temperaturas muy superiores a la crítica, pero como estos calentamientos dan lugar a un gran crecimiento de los cristales, generalmente se prefiere prolongar un poco su duración y efectuarlo a temperaturas relativamente bajas.

Si el calentamiento ha sido bastante rápido, el tiempo de permanencia deberá ser grande; en cambio, si la primera fase del calentamiento hasta alcanzar la temperatura conveniente ha sido larga, el tiempo de permanencia puede ser menor, ya que la penetración del calor habrá sido mejor y la última fase del calentamiento puede considerarse casi como parte de la permanencia a temperatura.

La duración del calentamiento depende también de la clase de tratamiento. En los normalizados se recomienda usar permanencias más cortas que en los otros casos. Los recocidos, en cambio, suelen ser más prolongados, pues muchas veces hay que conseguir no sólo la formación del estado austenítico, sino también la difusión y homogenización de todos los constituyentes, que a veces, sobre todo en los aceros de estructura grosera o fuerte aleación, exige mucho tiempo.

En general, para estos tratamientos, el tiempo de permanencia oscila entre veinte minutos y una hora por pulgada de espesor. Para procesos de calentamiento, cuya duración es de una hora por pulgada de diámetro, suelen utilizarse permanencias a temperatura de tratamiento de veinte minutos por pulgada, y para procesos cuya duración es de media hora por pulgada, permanencias de una hora por pulgada.

Cuando el calentamiento se hace en baños de sales, la duración total del calentamiento es mucho más corta que en los hornos de mufla, debido a que la transmisión de calor se efectúa más rápidamente. Los tiempos de permanencia total del acero en el baño, es decir, desde que se introduce en el horno hasta que se saca de él para diversos espesores, se señalan en la figura 54.

Una de las curvas se refiere a calentamientos a baja temperatura y la otra a temperaturas más elevadas. Los tiempos que se han considerado como necesarios para el calentamiento a 1.150°-1.300°, corresponden a materiales que han sido precalentados previamente a 700°-850°.

32. Crecimiento de los cristales de austenita con el calentamiento

Si el acero es mantenido durante bastante tiempo a temperatura superior a la crítica, los cristales de austenita tienen tendencia a

desarrollarse y aumentar de tamaño. Esta tendencia aumenta cuanto más alta sea la temperatura y mayor la duración del calentamiento. Por lo tanto, si se mantiene el acero durante bastante tiempo a

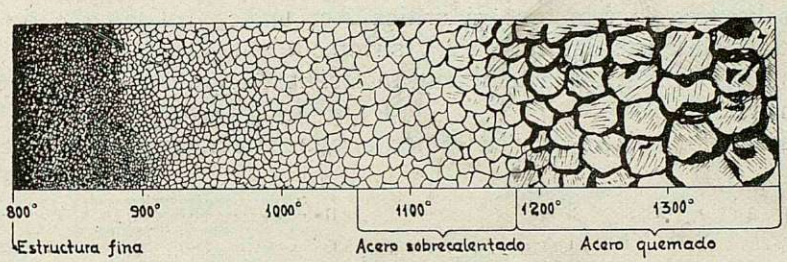


Figura 55

Influencia de la temperatura de calentamiento en el crecimiento de grano de los aceros.

temperatura superior a Ac_3 ó Ac_{cm}, obtendremos cristales groseros de austenita, y como el tamaño de los cristales del acero al final dependen precisamente del tamaño de esos cristales de austenita,

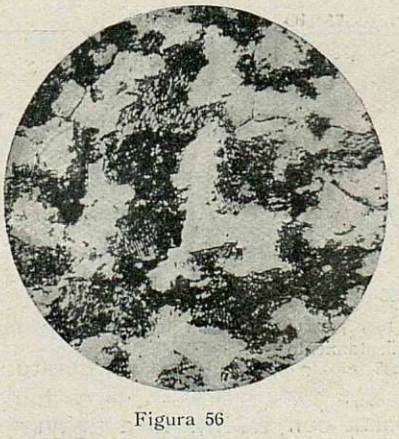


Figura 56

×50

Acero de 0,45 % de carbono calentado a 1.000° y enfriado en el horno.

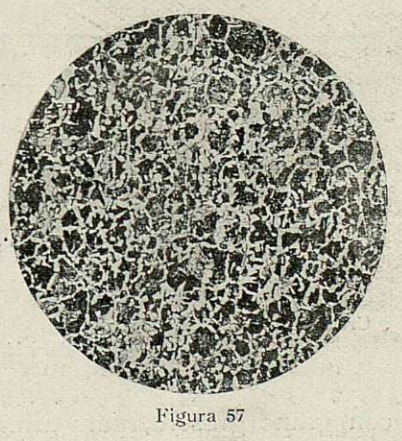


Figura 57

×50

Acero de 0,45 % de carbono calentado a 800° y enfriado en el horno.

obtendremos, después de un tratamiento a elevada temperatura, una estructura grosera y un acero de bajas características.

Comparando la microestructura de las figuras 56 y 57 se observa la influencia de la temperatura de calentamiento en el tamaño de los cristales en un acero de 0,45 % de carbono.

Cuando en el calentamiento de un acero se llega a la zona crítica, se produce siempre la recristalización y nacen nuevos cristales de austenita con el mínimo tamaño que se puede conseguir con esa clase de acero. Luego cuando en los procesos de calentamiento se sobrepasa la temperatura crítica Ac_3 ó Ac_{cm}, el tamaño de los cristales de austenita aumenta y su crecimiento depende, como hemos dicho antes, de la temperatura alcanzada y del tiempo de permanencia.

Por eso cuando por cualquier circunstancia tenemos un acero

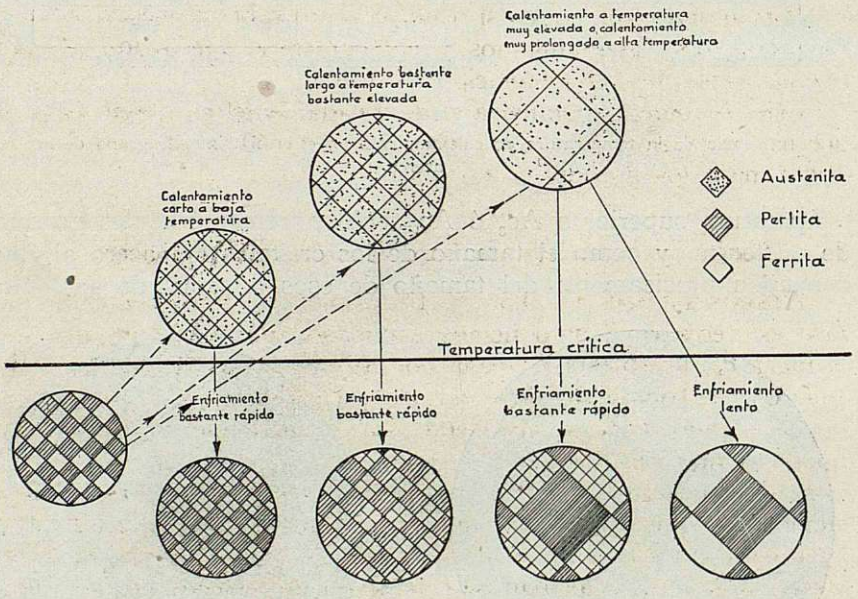


Figura 58

Crecimiento del tamaño de grano de los aceros, por efecto de la temperatura y de la duración del calentamiento

con grano grosero, para afinarlo basta con calentarlo a una temperatura lo más justo por encima de la crítica y luego enfriarlo más o menos rápidamente según la composición.

Cuando los cristales son muy grandes, para afinarlos se suele recomendar varias regeneraciones sucesivas. La primera a temperatura bastante superior a la crítica, pues entonces las partículas de acero tienen más movilidad y es más fácil desconyuntar la groserá cristalización primitiva y homogenizar la masa del acero, y luego se hacen otras regeneraciones a temperaturas más bajas y

más próximas a la crítica, que son las que en realidad afinan el grano.

ACERO QUEMADO.—Cuando un acero se ha calentado a una temperatura demasiado elevada, próxima al punto de fusión, queda muy frágil, con muy poco alargamiento y su estructura es muy grosera y brillante. Por efecto de la alta temperatura, los cristales pierden su cohesión, quedando rodeados por delgadísimas capas de óxido que hacen imposible la regeneración del acero, pues esas capas impiden que los cristales contiguos vuelvan a soldarse y a quedar con suficiente adherencia.

Esto quiere decir, que así como el acero sobrecalentado se puede regenerar por calentamientos y enfriamientos adecuados, el acero quemado no tiene regeneración posible.

Este fenómeno comienza aproximadamente a 1.350° para los aceros extradulces, a 1.300° para los de 0,50 % de carbono y a 1.200° para los de 0,90 % de carbono.

33. Teoría del recocido de regeneración. Enfriamiento

ACEROS DE MÁS DE 0,55 % DE CARBONO.—Para comenzar esta fase es necesario (como hemos explicado anteriormente) que toda la masa del acero esté formada por pequeños cristales de austenita. Luego el enfriamiento debe ser lento para conseguir que el acero quede blando. Cuanto más lento sea el enfriamiento, más blando queda el material.

Efectuando una serie de ensayos con aceros de diversas composiciones, se puede observar que si se aumenta la velocidad de enfriamiento (al atravesar el acero la zona crítica) aumenta la dureza y hay una cierta velocidad que no se puede rebasar, porque entonces el acero quedará demasiado duro y el recocido no será aceptable.

En el enfriamiento, en el momento en que la temperatura del acero llega a la crítica Ar, la austenita comienza a transformarse en otros constituyentes. En los recocidos de regeneración se trata de obtener estructuras perlíticas, en las que la perlita, que es el constituyente típico del estado recocido, suele aparecer acompañada de ferrita o cementita, según la composición. El recocido total se puede considerar como un tratamiento de perlitización, ya que, esa estructura y sus características peculiares (poca dureza y buena tenacidad) es lo que se desea conseguir.

Cuando se obtiene perlita grosera, es señal de que la temperatura de recocido ha sido demasiado elevada, el calentamiento muy

prolongado o el enfriamiento exageradamente lento. Una perlita demasiado fina (fig. 59), en la que la estructura laminar casi ha desaparecido y que con pocos aumentos (100 a 500) aparece como una mancha difusa y oscura, indica que el enfriamiento fué demasiado rápido, la dureza obtenida será excesiva y por lo tanto, el recocido es defectuoso.

En el clásico diagrama hierro-carbono se señalan las temperaturas de transformación teóricas, es decir, las correspondientes a ca-

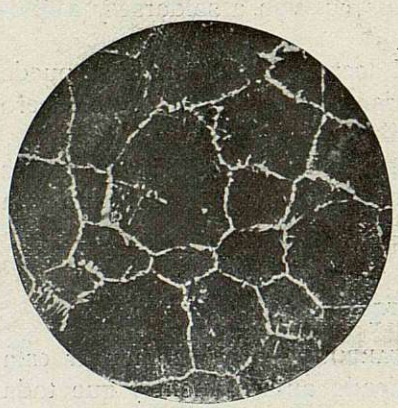


Figura 59

×100
Acero de 0,55 % de C recocido a 810° y enfriado al aire.
Enfriamiento bastante rápido.
Perlita difusa (sorbita) y retícula de ferrita.
Dureza - 200 Brinell.

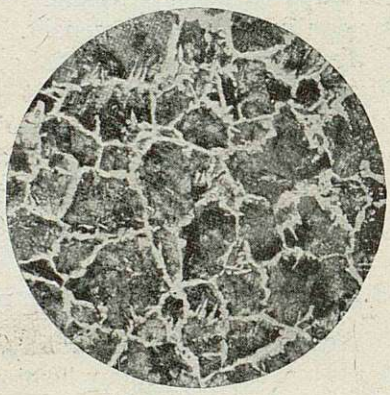


Figura 60

×100
Acero de 0,55 % de C recocido a 810° y enfriado en el horno.
Enfriamiento lento.
Perlita laminar y ferrita.
Dureza - 170 Brinell.

lentamientos o enfriamientos infinitamente lentos. Como en la práctica esto no se consigue, pues en los recocidos industriales se utilizan velocidades de 10-20-30-50 y 100° a la hora, los puntos críticos en el enfriamiento se suelen presentar a temperaturas un poco inferiores a las señaladas en el citado diagrama, efectuándose, por lo tanto, la transformación de la austenita a temperaturas más bajas que las teóricas.

En la figura 61 se señala el desplazamiento que sufren los puntos críticos en el caso de los aceros al carbono.

Como en los recocidos, además de poca dureza interesa obtener también la máxima tenacidad y ductilidad, hay que cumplir en los procesos de tratamiento, ciertas condiciones que se señalan a

continuación. La mínima dureza se consigue como hemos explicado con un enfriamiento muy lento y el máximo de tenacidad con un grano muy fino. El grano de los aceros de herramientas de alto contenido en carbono recocidos, es el grano de sus cristales de perlita (por ser éste el constituyente predominante) y el tamaño de esos

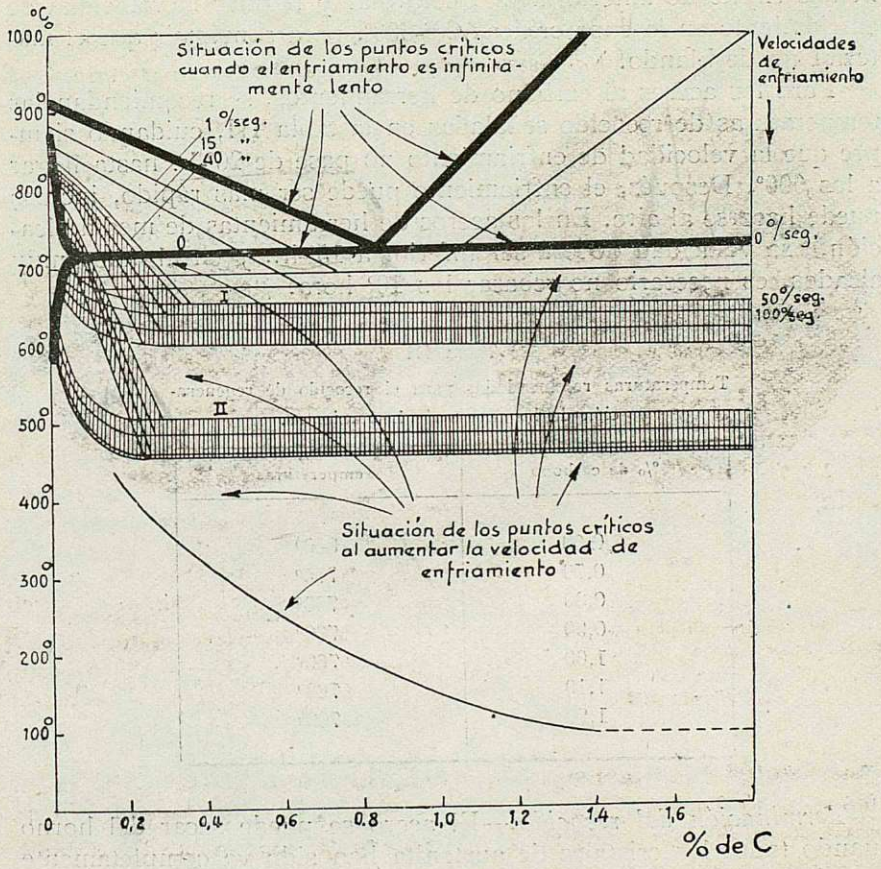


Figura 61

Desplazamiento de los puntos críticos por efecto de la velocidad de enfriamiento.

cristales depende exclusivamente del tamaño de los cristales de austenita y no de la velocidad de enfriamiento. Si los cristales de austenita fueron pequeños, los cristales del acero (que en este caso son los de perlita) también serán pequeños y el material será tenaz; si los cristales originarios de austenita fueron grandes, también serán los de perlita, y el acero no tendrá la máxima tenacidad.

Para conseguir que los cristales de austenita sean pequeños, el calentamiento deberá efectuarse según hemos visto anteriormente, a una temperatura superior y lo más próxima a la crítica.

En los aceros duros o semi-duros, en los que el motivo principal del recocido es el ablandamiento, es fundamental, además, como hemos explicado anteriormente, controlar y regular la velocidad de enfriamiento en la zona crítica 720°-600°, para conseguir que el material quede blando.

Para los aceros al carbono de herramientos, se recomiendan las temperaturas de recocido señaladas en la tabla III, cuidando siempre que la velocidad de enfriamiento no pase de 20°-h. hasta llegar a los 600°. Después, el enfriamiento puede ser más rápido, incluso puede hacerse al aire. En los aceros de herramientas de media aleación, esa velocidad deberá ser inferior a 15°-h., y en algunos muy aleados, es necesario no rebasar los 10° hora.

TABLA III

Temperaturas recomendadas para el recocido de regeneración de los aceros de herramientas.

% de carbono	Temperatura
0,60	800°
0,70	775°
0,80	760°
0,90	760°
1,00	760°
1,10	760°
1,20	760°

Terminación del recocido.—El acero se puede sacar del horno cuando todos los cristales de austenita han sido ya completamente transformados en constituyentes blandos, es decir, cuando se ha rebasado completamente el punto Ar_1 en el enfriamiento.

La temperatura de aparición de ese punto crítico depende de la composición y de la velocidad de enfriamiento. Si el enfriamiento se hace con una velocidad de 10°-h., la aparición del punto crítico en un acero al carbono de herramientas, por ejemplo, ocurre a 700° aproximadamente, y la transformación completa tiene lugar en el intervalo 700°-680°. En cambio, si el enfriamiento se hace con una velocidad de 20° hora, la transformación total de la austenita se

hace en menos tiempo, pero finaliza a temperaturas de 680°-650° inferiores a las señaladas en el caso anterior. Esto nos fija las temperaturas finales del recocido, a partir de las cuales el acero se podrá sacar al aire sin peligro de que se endurezca. Esas temperaturas serán de 600° a 650° para los aceros al carbono; en cambio, para algunos aceros de aleación, serán de 500°-650°, pues si se enfrían lentamente, sólo hasta los 680° por ejemplo, y luego al aire, entonces parte de la transformación puede efectuarse rápidamente, y el material quedará duro.

ACEROS DE BAJO CONTENIDO EN CARBONO.—Cuando se trata de aceros al carbono de menos de 0,55 % de C, el problema es un poco distinto del caso estudiado anteriormente de aceros de más elevado contenido en carbono.

En estos aceros, se pretende afinar la estructura, y rara vez se presentan problemas de dureza. El fin que se suele perseguir, es ordenar y afinar los cristales de ferrita para que el material quede con la mayor tenacidad y ductilidad posible, y para eso es preciso destruir la forma y orientación de los cristales y hacer que sean lo más finos posible; en cambio, el problema de dureza suele tener relativamente poca importancia, y aunque estos aceros queden un poco duros, casi nunca hay problemas, porque esta dureza no es elevada y en general, se puede mecanizar bastante bien el material.

Incluso los aceros de bajo contenido en carbono se mecanizan mejor cuando están algo duros o agrios, porque la viruta se rompe y salta con más facilidad que cuando el material está blando, ya que entonces se agarra y dificulta el trabajo de la herramienta cortante.

Si se efectúa el recocido de los aceros blandos en la misma forma que hemos señalado anteriormente para los aceros duros, no se consiguen los mejores resultados. Esto es debido a que en los aceros al carbono blandos y semi-duros de bajo contenido en carbono, el constituyente predominante y que forma la matriz de los cristales, es la ferrita, y su formación se rige por leyes distintas de las de la perlita, que además de ser el constituyente más importante de los aceros duros recocidos, es el que decide en gran parte el tamaño de sus cristales.

En los aceros blandos, la velocidad de enfriamiento es la que regula el tamaño de los cristales de ferrita. En éstos, si la velocidad es grande, los cristales de ferrita y por lo tanto, los del acero son pequeños (por ser la ferrita el constituyente predominante). Si la

velocidad es pequeña y el enfriamiento lento, los cristales son groseros y el material no queda con la máxima tenacidad. En cambio, ese enfriamiento rápido que sería inaceptable en los aceros de más de 0,55 % de carbono porque quedarían duros, no influye perniciosamente en la dureza de estos aceros blandos, que tienen menor aptitud para el endurecimiento que aquéllos.

Por este motivo, el recocido de los aceros de 0,35 a 0,45 % de carbono, se hace sin precauciones para que el enfriamiento sea muy lento e incluso se abren las puertas del horno para que el enfriamiento sea relativamente rápido, y el de los aceros de 0,10 a 0,35 % de carbono, se hace al aire. Las temperaturas recomendables para el recocido de estos aceros son las que se señalan en la tabla IV.

TABLA IV

Temperaturas recomendadas para el recocido de regeneración de los aceros al carbono de construcción.

Composición % de C	Temperatura °C
0,10	910°
0,20	890°
0,30	860°
0,40	840°
0,50	820°

OTRAS CLASES DE RECOCIDO.—Conviene señalar que muchos de los recocidos que se hacen ordinariamente en la industria, no son de esta clase. Se suelen efectuar exclusivamente para ablandar los aceros duros, son «recocidos de ablandamiento», que se estudian con detalle más adelante, diferenciándose de los recocidos que ahora hemos estudiado, porque en éstos interesa tanto regenerar la estructura como ablandar el material.

Hemos visto también, que los recocidos de regeneración de los aceros al carbono, se pueden clasificar en dos grupos, que se diferencian entre sí por la velocidad de enfriamiento que se emplea en cada caso, que depende de la aptitud de endurecimiento del material, que es a su vez función de la composición.

Si el constituyente predominante es la perlita (aceros de alto contenido en carbono), el enfriamiento en la zona 720°-600°, que es la de transformación de la austenita en perlita, debe ser muy lento, para conseguir que el material quede blando. Cuando el acero es

ferrítico (aceros de bajo contenido en carbono), la velocidad de enfriamiento a partir de Ar_3, 900°-700° que es la zona de temperaturas en la que empieza a nacer la ferrita, debe ser relativamente rápida para que los cristales sean pequeños.

En algunos aceros de 0,30 a 0,50 % de carbono en que los porcentajes de ferrita y perlita son casi iguales, se puede seguir un proceso combinado. Después de conseguido el estado austenítico

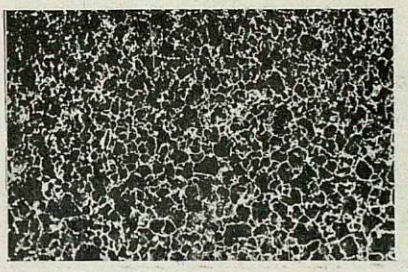


Figura 62

×50

Acero de 1,20 % de carbono, recocido a 780° y enfriado en el horno a 15°/h. Cementita y perlita. Dureza - 195 Brinell.

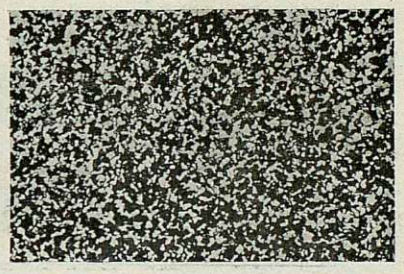


Figura 63

×50

Acero de 0,34 % de carbono recocido a 860° con enfriamiento al aire. Ferrita y perlita. Dureza - 150 Brinell.

y haber permanecido el acero a esa temperatura el tiempo conveniente, se inicia un enfriamiento relativamente rápido para que los cristales de ferrita que nazcan sean pequeños y luego, cuando se alcanza una temperatura próxima, pero superior a Ar_1, se disminuye la velocidad de enfriamiento, que debe ser muy lenta, para que en la transformación de la austenita, se obtenga una estructura perlítica blanda.

34. Teoría del temple. Enfriamiento

En el temple, lo mismo que en el recocido de regeneración, toda la masa del acero debe encontrarse en estado austenítico en el momento de comenzar el enfriamiento. Si entonces se enfría el acero con rapidez, todo el material queda con gran dureza y la transformación de la austenita ocurre generalmente por debajo de 350°, o sea, a temperatura mucho más baja que en el recocido.

Para comprender mejor este fenómeno, se puede ensayar un acero de 0,90 % de carbono enfriándolo a velocidades variables y observando luego lo que sucede (fig. 64).

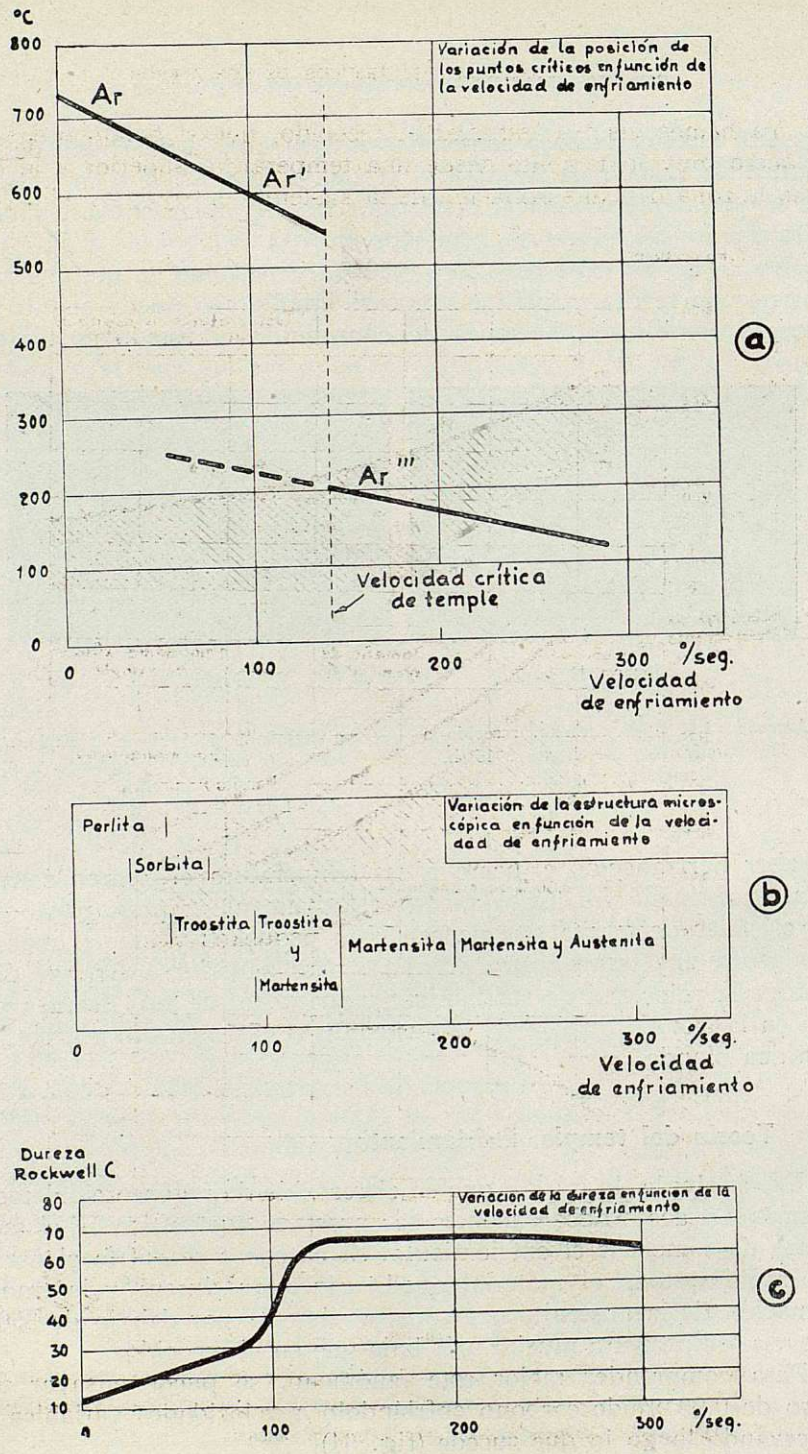


Figura 64

Influencia de la velocidad de enfriamiento en la situación de los puntos críticos, en los constituyentes microscópicos resultantes y en la dureza que se obtiene en el temple de un acero de 0,90 % de carbono.

Ya hemos visto al estudiar el recocido, que si dejamos enfriar el acero muy lentamente desde una temperatura superior a la crítica, la zona de transformación de la austenita en otros constituyen-

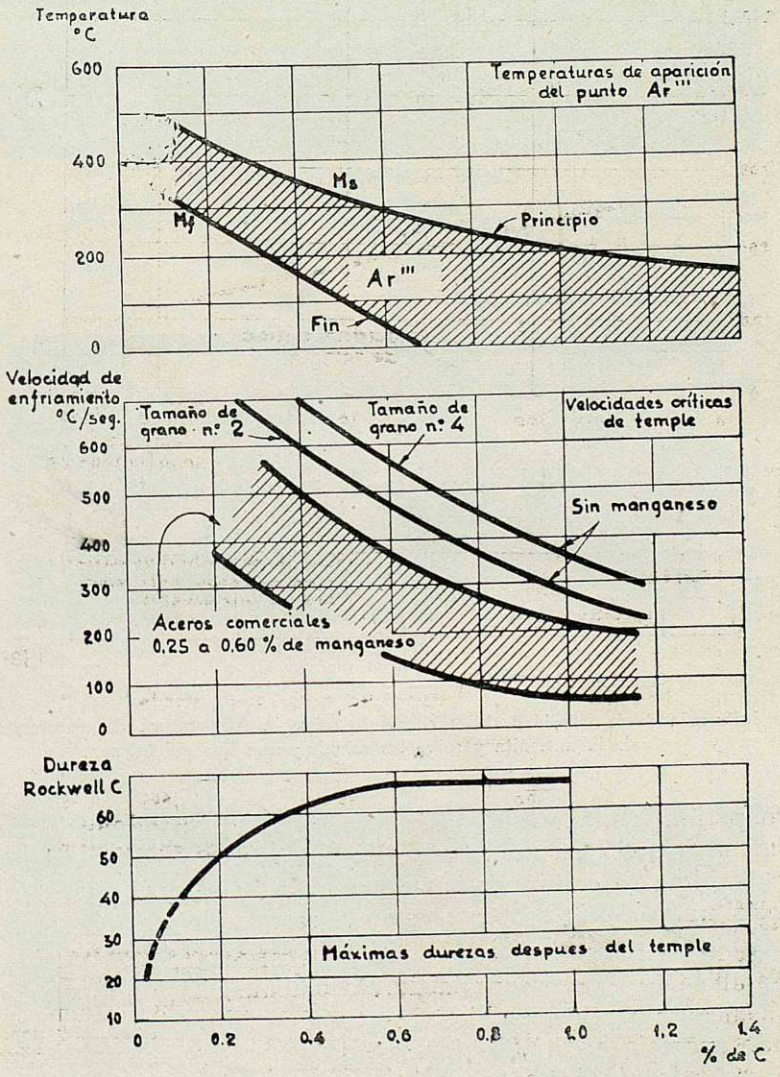


Figura 65

Influencia del contenido en carbono de los aceros, sobre la temperatura de aparición del punto Ar''', sobre las velocidades críticas de temple y sobre las máximas durezas que se pueden obtener.

tes, aparece a una temperatura inferior, pero próxima a la teórica (721°), y el acero queda muy blando.

Si aumentamos progresivamente la velocidad de enfriamiento, el punto Ar que señala la transformación de la austenita, aparece cada vez a temperatura más baja. Al aumentar la velocidad, también vemos (fig. 64 *b*) que la estructura microscópica resultante va cambiando progresivamente.

Cuando la velocidad es muy pequeña aparece perlita gruesa,

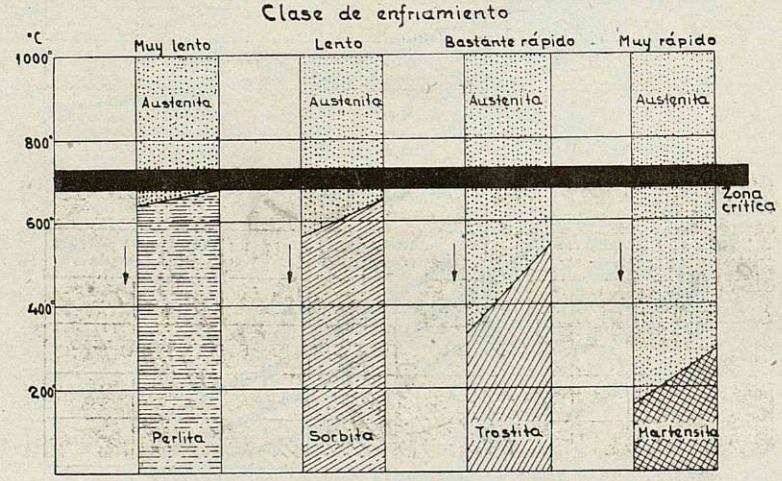


Figura 66

Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la temperatura de transformación de la austenita y sobre los constituyentes que se obtienen.

luego perlita laminar fina, y cuando la velocidad de enfriamiento es mayor, aparece un nuevo constituyente oscuro y difuso denominado sorbita ; al continuar aumentando la velocidad, aparece otro también nuevo, más oscuro formando rosetas de aspecto nodular, llamado troostita (fig. 68).

También se observa que la dureza obtenida ha ido aumentando paralelamente con los cambios de estructura (fig. 64). Al principio, cuando aparecía perlita, la dureza no pasaba de 10 a 20 Rc, y al enfriarse más rápidamente y obtenerse troostita, se llega a 30 y 45 Rc.

Cuando por efecto del rápido enfriamiento el punto Ar desciende hasta las proximidades de 650°-600°, aparece otro punto de trans-

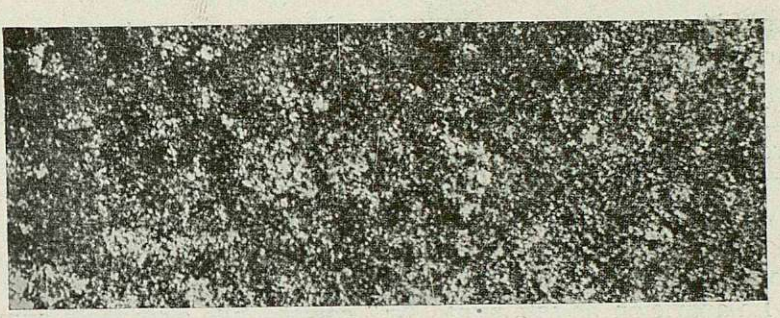


Figura 67
×100
Estructura sorbítica.

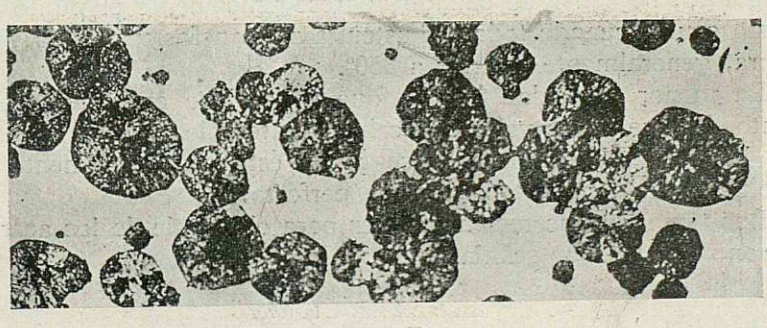


Figura 68
×150
Nódulos negros de troostita sobre un fondo blanco de martensita en un acero de 1,50 % de carbono. (*Sauveur.*)

Figura 69
×1.000
Agujas de martensita sobre fondo blanco de austenita. (*Vilella.*)

formación a una temperatura (0°-350°) mucho más baja que las anteriores, que se denomina Ar'''. A partir de la aparición de esta nueva transformación, al punto Ar se le llama Ar'.

Durante mucho tiempo se ha denominado a aquel punto Ar'', pero recientemente y como consecuencia de los estudios realizados sobre la transformación isotérmica de la austenita, se prefiere reservar esa denominación para las transformaciones correspondientes a la zona intermedia entre el punto Ar' y el punto que estamos ahora estudiando.

La aparición de este punto Ar''' corresponde a un gran aumento de dureza (60-67 Rc) y se manifiesta además por la presencia de otro nuevo constituyente en la estructura microscópica: la martensita (fig. 69).

La estructura totalmente martensítica típica de los aceros bien templados, se consigue cuando aparece únicamente el punto Ar''', y esto ocurre cuando toda la austenita se transforma a baja temperatura, generalmente inferior a 350°.

La menor velocidad con la que se obtiene exclusivamente el punto Ar''' se llama velocidad crítica de temple, y es la velocidad que hay que rebasar para conseguir la estructura totalmente martensítica y un temple teóricamente perfecto.

Las temperaturas recomendables para el temple de los aceros al carbono son las que señalan en la tabla V.

TABLA V

Temperaturas recomendadas para el temple de los aceros al carbono de 0,10 a 1,40 % de C.

Composición % de C	Temperatura °C
0,10	925°
0,20	900°
0,30	870°
0,40	840°
0,50	830°
0,60	810°
0,70	780°
0,80	770°
0,90	770°
1,00	760°
1,20	760°
1,40	760°

NECESIDAD DE SOBREPASAR LAS TEMPERATURAS CRÍTICAS DE AUSTENIZACIÓN EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS HIPOEUTECTOIDES.—Cuando en el temple de un acero de menos de 0,90 % de carbono, se inicia el enfriamiento, toda la masa debe encontrarse formando cristales de austenita. Si no se cumple esta condición, el temple no será perfecto y no se alcanzará toda la dureza que con ese acero se puede obtener. Si en los aceros de contenido en carbono inferior a 0,90 %, no se alcanza una temperatura superior a Ac_3, quedará algo de ferrita

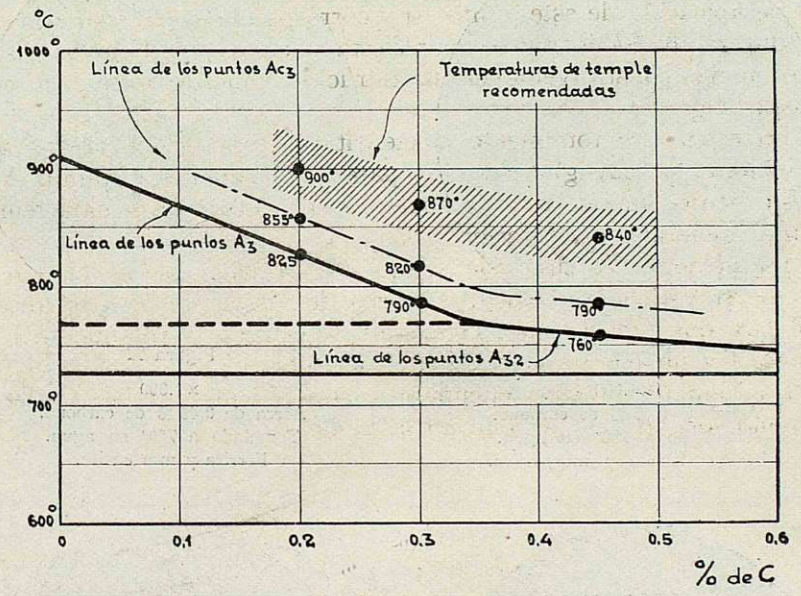


Figura 70

Temperaturas críticas teóricas del diagrama hierro-carbono, temperaturas críticas en el calentamiento y temperaturas de temple recomendadas para los aceros hipoeutectoides.

sin disolver en la austenita, y después del enfriamiento aparecerá esa ferrita en el acero templado. La estructura martensítica perfecta y la máxima dureza compatible con la composición de un acero, sólo se puede conseguir cuando al iniciarse el enfriamiento su estructura es totalmente austenítica, por ser el único constituyente capaz de transformarse en martensita.

Para comprender mejor ese proceso de transformación, vamos a ver qué sucede al templar tres aceros al carbono de 0,20, 0,30 y 0,45 % de C, a diferentes temperaturas.

Las temperaturas críticas teóricas aproximadas, correspondientes

al punto A_3, son 825°, 790° y 760°, según puede verse en la figura 70, en la que se representa una zona del diagrama hierro-carbono. Las temperaturas de los puntos Ac_3 son, en cambio, un poco más elevadas, 855°, 820° y 790°. Para conseguir un temple perfecto, habrá que calentar el acero a temperaturas ligeramente superiores a estas últimas, pues así se podrán salvar posibles errores de piró-

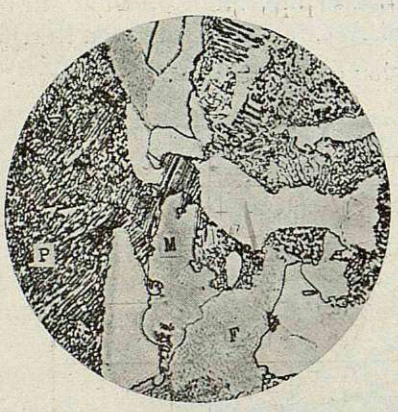


Figura 71

×1.000
Acero de 0,45 % de carbono.
Templado a 732° en agua.
Perlita, ferrita y martensita.

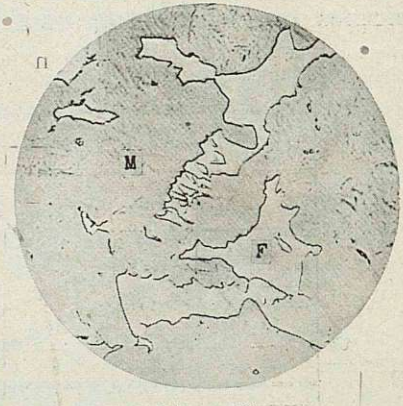


Figura 72

×1.000
Acero de 0,45 % de carbono.
Templado a 750° en agua.
Ferrita y martensita.

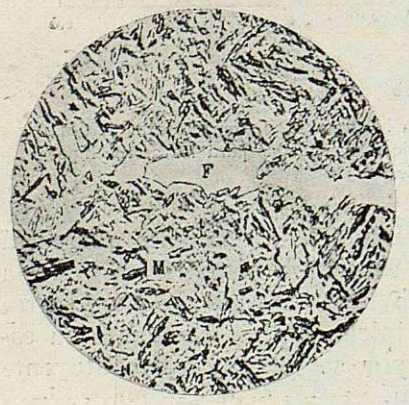


Figura 73

×1.000
Acero de 0,45 % de carbono.
Templado a 775° en agua.
Ferrita y martensita.

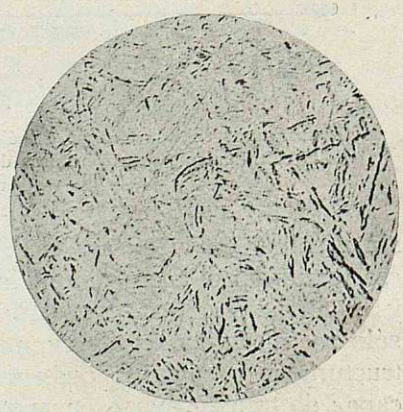


Figura 74

×1.000
Acero de 0,45 % de carbono.
Templado a 790° en agua.
Martensita.

metros, de los operarios o los desiguales calentamientos de los hornos; en la industria se recomienda temperaturas un poco más altas que las A_3 y Ac_3 citadas, y que suelen ser para esos aceros de 900°, 870° y 840°.

Las resistencias a la tracción de estos aceros, que en estado normalizado son 55, 58 y 62 Kg/mm², aproximadamente, no se modifican al ser templados a temperaturas inferiores a 721°, como puede verse en la figura 75, y en cambio, templando a temperaturas un poco más altas, aumentan sensiblemente. La figura 71 corres-

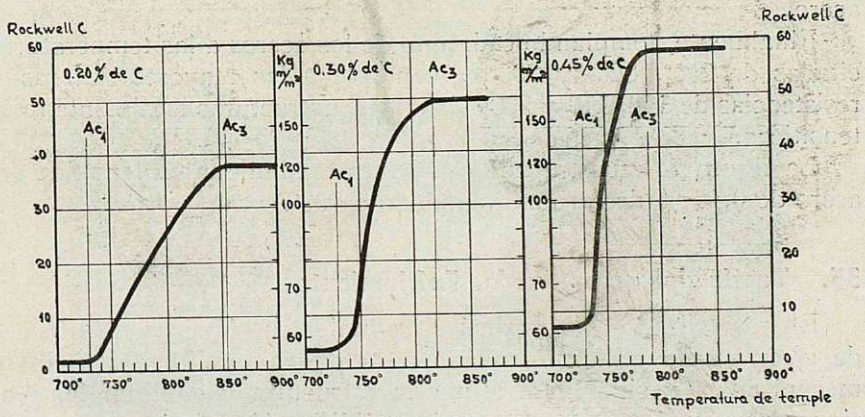


Figura 75

Influencia de la temperatura de temple en la dureza y resistencia de tres aceros al carbono de construcción.

ponde al acero de 0,45 % de carbono que se ha templado a 732°, es decir, justo a la temperatura en que comienza la transformación Ac_1. A esa temperatura se ha iniciado ya la transformación de la perlita en austenita sin llegar a completarse y después del enfriamiento rápido, los constituyentes resultantes son: martensita, que proviene de la austenita, parte de perlita sin transformar y ferrita proeutectoide. Al sobrepasar la temperatura crítica Ac_1, toda la perlita que contiene el acero se transforma en austenita y al templar los tres aceros a 750° por ejemplo, la austenita formada por los antiguos cristales de perlita, se ha transformado en martensita dura, quedando, sin embargo, todavía bastantes cristales de ferrita libre. Después del temple a 750°, se obtienen cristales de martensita y de ferrita y se alcanzan resistencias de 62, 70 y 120 Kg/mm², respectivamente. La figura 72 representa el acero de 0,45 % de

carbono templado a 750°, en el que se aprecia martensita en que se ha transformado la austenita al templar y ferrita sin transformar.

Si efectuamos el temple a 775°, las durezas que se obtienen son mayores que en el caso anterior: 70, 120 y 193 Kg/mm², aproximadamente (fig. 75), y también es mayor la proporción de austenita transformada en martensita, y menor la cantidad de ferrita libre que aparece después del temple, como se puede ver en la figura 73, que corresponde al mismo acero de 0,45 % de carbono templado a esa temperatura; sin embargo, el temple es todavía imperfecto por no haberse conseguido la completa austenización de la masa del acero.

Finalmente, templando cada uno de los aceros a las temperaturas citadas de 855°, 820° y 790°, obtendremos las mayores durezas y resistencias de 122, 170 y 208 Kg/mm² y estructuras totalmente martensíticas.

La figura 74 muestra una estructura totalmente martensítica del acero de 0,45 % de carbono templado a 790°.

35. Teoría del normalizado. Enfriamiento

El normalizado es uno de los tratamientos térmicos más fáciles de efectuar. Se utiliza lo mismo para piezas fundidas, forjadas o mecanizadas, y sirve para afinar la estructura y eliminar las tensiones que suelen aparecer en la solidificación, forja o en otras operaciones posteriores. Como el nombre indica, se da este tratamiento a los aceros para que queden con los constituyentes y características que puedan considerarse normales o propios de su composición. Se efectúa no sólo después de la forja o laminación, sino también después de ciertos sobrecalentamientos o enfriamientos hechos en malas condiciones y siempre que se quiere destruir los efectos de cualquier calentamiento o tratamiento anterior.

Consiste en calentar los aceros a una temperatura superior a la crítica Ac_3 o Acm, para que pasen al estado austenítico y dejar luego enfriar las piezas al aire tranquilo. En el normalizado, la velocidad de enfriamiento es más lenta que en el temple y más rápida que en el recocido. Es un tratamiento *típico de los aceros al carbono de construcción de* 0,15 *a* 0,40 % *de C*, y rara vez se emplea en los aceros de herramientas, ni en los aleados de construcción. Las temperaturas de normalizado recomendadas para estos aceros son las que se señalan en la tabla VI.

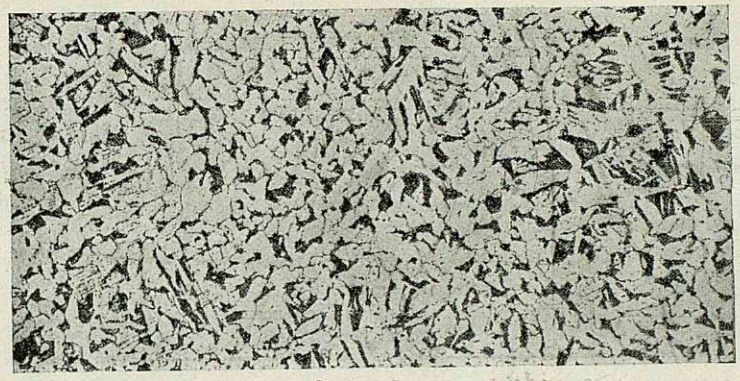


Figura 76
×100
Acero de 0,20 % de carbono normalizado.

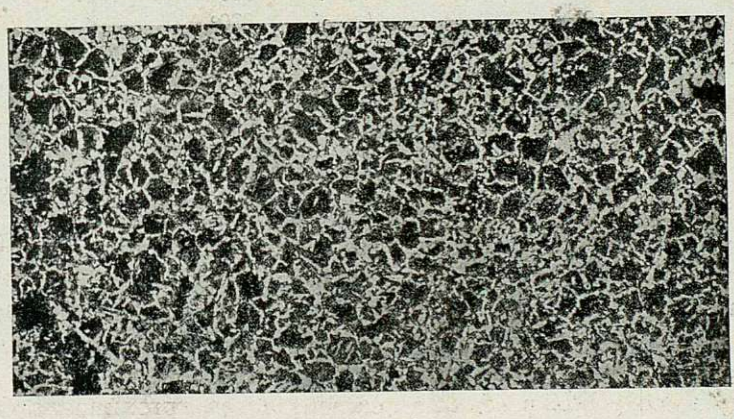


Figura 77
×100
Acero de 0,40 % de carbono normalizado.

Figura 78
×100
Acero de 0,60 % de carbono normalizado.

El espesor de las piezas ejerce bastante influencia en los constituyentes y características que se obtienen en el normalizado de los aceros.

Es distinta la microestructura que se obtiene en un redondo de

TABLA VI

Temperaturas recomendadas para el normalizado de los aceros al carbono.

Composición °/o de C	Temperatura °C
0,10	935°
0,20	910°
0,30	880°
0,40	860°
0,50	840°

acero de 8 mm. de diámetro de 0,45 % de carbono, que en otro de 250 mm. de diámetro de la misma composición, debido a que la velocidad de enfriamiento, que es la que en definitiva regula el tratamiento, es bastante diferente en ambos casos.

En las figuras números 76, 77 y 78 pueden verse las microestructuras típicas de los aceros al carbono normalizados. Estas estructuras corresponden a perfiles de 25 mm. de diámetro.

En la tabla VII se dan las características aproximadas de los aceros al carbono recocidos y normalizados en perfiles de 25 mm. de espesor.

TABLA VII

Características mecánicas de tres aceros al carbono de construcción en estado recocido y normalizado.

°/o de C	Tratamiento	R Kg/mm²	E Kg/mm²	A °/o	ρ Kgm/cm²
0,15	Normalizado	45	27	27	23
	Recocido . .	42	25	30	25
0,30	Normalizado	58	35	20	16
	Recocido . .	50	30	22	18
0,50	Normalizado	70	42	16	7
	Recocido . .	60	38	18	10

CAPITULO IV

CONSTITUYENTES MICROSCOPICOS DE LOS ACEROS

36. La metalografía, que tiene por objeto el estudio de la estructura de los metales, nació en el pasado siglo XIX. Hacia 1808, Widmanstätten comenzó a estudiar la estructura de los meteoritos, observando a simple vista su constitución macrográfica, puliendo su superficie y atacándola luego con ácidos o haciéndola visible por calentamientos a temperaturas relativamente bajas.

Sorby, en Inglaterra fué el primero que utilizó en los años 1856 a 1864 el examen por reflexión y el microscopio para los estudios metalográficos. Algún tiempo después, por el año 1878, comenzó Martens en Alemania sus notables estudios sobre la microestructura de los aceros y fundiciones. Los trabajos del francés Floris Osmond fueron sin duda los más decisivos y trascendentales, en colaboración con Werth publicó en 1883 su «Teoría celular de los aceros», en la cual explica cómo «los aceros están constituídos por un núcleo de hierro, rodeado por un cemento que desaparece con el temple, es decir, por un calentamiento a temperatura elevada seguido de un enfriamiento brusco». Ya en esta época atacaban las probetas con soluciones ácidas en forma semejante a la que se emplea en la actualidad. En 1894, publicó Osmond su memoria «Sobre la constitución de los aceros al carbono», que es la base de partida de toda la metalografía moderna. Estos trabajos, fueron tan perfectos que los realizados posteriormente, han añadido relativamente pocas cosas nuevas a los fundamentos entonces establecidos.

En los últimos años, investigadores de todas las nacionalidades, como Le Chatelier, Charpy, Portevin, en Francia ; Martens, Heyn y Bauer, Goerens, Tamman, en Alemania ; Robert Austen, Stead, Arnold, Hadffield, en Inglaterra ; Howe, Sauveur, Campbell, Bain, Grossman, en Estados Unidos ; Benedicks, en Suecia, etc., han dedicado una gran atención y han efectuado notables trabajos sobre las estructuras microscópicas de los aceros.

A continuación indicamos las principales características y pro-

piedades de los diversos constituyentes que forman las microestructuras de los aceros, señalando además, cómo se pueden obtener, y cuáles son los reactivos más convenientes para su observación.

37. Aceros recocidos

Si calentamos un trozo de acero de 0,35 % de carbono a 900° y lo dejamos enfriar lentamente dentro del horno, y luego lo pulimos y atacamos con una solución alcohólica de ácido nítrico al 3 % durante diez segundos, podremos ver, con ayuda del microscopio, una estructura formada por cristales blancos y negros, semejante a la de la figura 80.

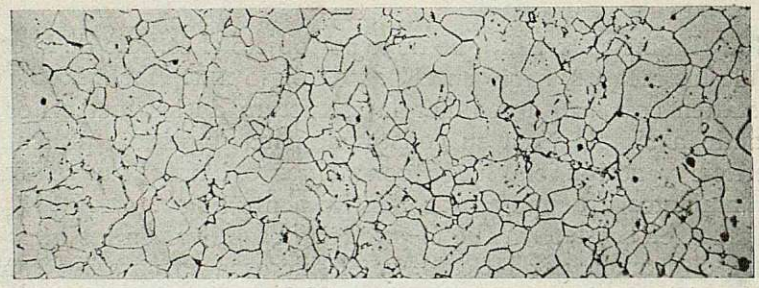


Figura 79
×100
Cristales de ferrita en un acero de 0,05 % de carbono. (Vilella.)

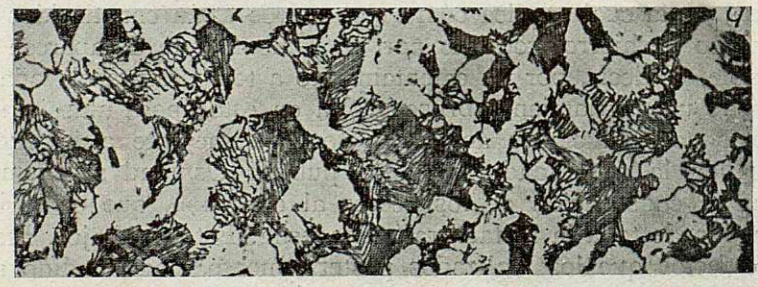


Figura 80
×750
Cristales de ferrita y perlita en un acero de 0,35 % de carbono recocido. (Vilella.)

Los cristales blancos son de ferrita y los negros de perlita.

Si hacemos lo mismo con un acero de 1,10 % de carbono, veremos unos cristales negros contorneados por una retícula blanca. Los cristales negros son de perlita y la retícula blanca de cementita (fig. 83).

La ferrita, cementita y *perlita*, que son los constituyentes característicos de los aceros recocidos, se aprecian con gran claridad en el examen microscópico, aunque se empleen pocos aumentos.

38. Ferrita

La ferrita es hierro alfa, o sea hierro casi puro, que puede contener en solución pequeñas cantidades de silicio, fósforo y otras impurezas. En los aceros aleados suelen formar solución sólida con la ferrita o hierro alfa, el níquel, manganeso, cobre, silicio, aluminio, etc.

Cristaliza como se ha explicado anteriormente en el sistema cúbico, estando el cubo elemental formado por 8 átomos, situados en los vértices y uno en el centro (fig. 26). Tiene aproximadamente una resistencia de 28 Kg/mm^2, 35 % de alargamiento y una dureza de 90 unidades Brinell. Es el más blando de todos los constituyentes del acero, muy dúctil, magnética y de pequeña fuerza coercitiva.

Los reactivos habituales, ácido nítrico (al 1, 3 y 5 %), ácido pícrico y reactivo de Benedicks no la colorean, destacando únicamente en los aceros de muy bajo porcentaje de carbono, la unión de los granos, en forma de líneas negras, de contornos suaves e irregulares (fig. 79). Un ataque prolongado sombrea ligeramente a los cristales y pone en evidencia su diferente orientación. A menudo las impurezas dan lugar también a una desigual coloración de los cristales.

En los aceros puede aparecer bajo formas muy diversas:

a) Como elemento proeutectoide que acompaña a la perlita. En este caso se presenta: 1.° En forma de cristales mezclados con los de perlita en los aceros de menos de 0,55 % de carbono aproximadamente (figs. 56, 57, 60, 63 y 80). 2.° Formando una red o malla que limita los granos de perlita en los aceros de 0,55 a 0,85 % de carbono, aproximadamente (fig. 16), y 3.° En forma de agujas o bandas aciculares (figs. 81 y 82) orientadas en la dirección de los planos cristalográficos de la austenita. Esta estructura es típica de los aceros en bruto de colada, en los que parte de la ferrita proeutectoide se precipita en forma de agujas dirigidas hacia el interior de los granos, en lugar de depositarse en la envolvente reticular o formar cristales independientes.

A este tipo de cristalización se denomina estructura de Widmanstätten.

b) También aparece como elemento eutectoide de la perlita, formando láminas paralelas, separadas por otras láminas de cementita (figs. 16, 18, 80, 89, 90 y 91).

c) En la estructura globular, propia de los aceros al carbono de herramientas (de 0,9 a 1,4 %) recocidos a temperaturas próximas

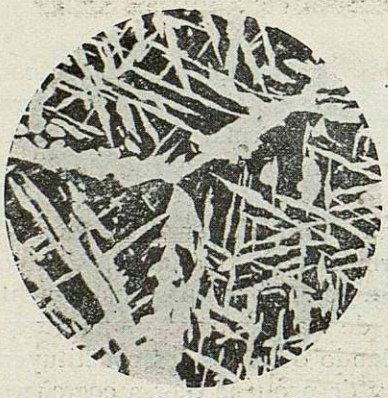


Figura 81

× 100

Típica estructura de Widmanstätten en un acero de 0,35 % de carbono en bruto de colada.

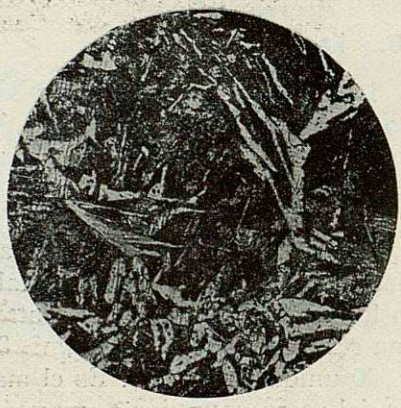


Figura 82

× 100

Acero de 0,42 % de carbono, en el que se ha destruído parcialmente por forja la estructura Widmanstätten.

a 721° (A_{321}), aparece formando la matriz que rodea a los glóbulos de cementita (figs. 86, 87 y 88).

d) En los aceros hipoeutectoides templados, puede también aparecer mezclada con la martensita o con los demás elementos de transición formando zonas blancas irregulares o agujas finas, cuando las temperaturas de calentamiento han sido más bajas que la crítica (Ac_3), el tiempo de calentamiento insuficiente o ha habido interrupciones en el enfriamiento (figs. 71, 72 y 73).

39. Cementita

La cementita es carburo de hierro, CFe_3, contiene 6,67 % de carbono y 93,33 % de hierro. Es el constituyente más duro y frágil de los aceros al carbono, su dureza es superior a 68 Rockwell-C y cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico de gran tamaño (4,5 × 5 × 6,7 Å).

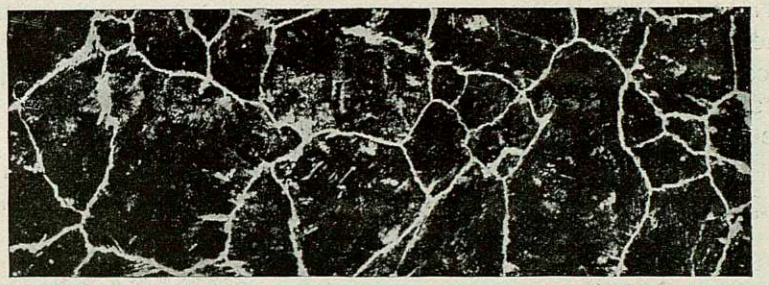


Figura 83

×100

Cristales negros de perlita y retícula blanca de cementita en un acero de 1,10 % de carbono recocido.
(Ataque con ácido nítrico al 3 %)

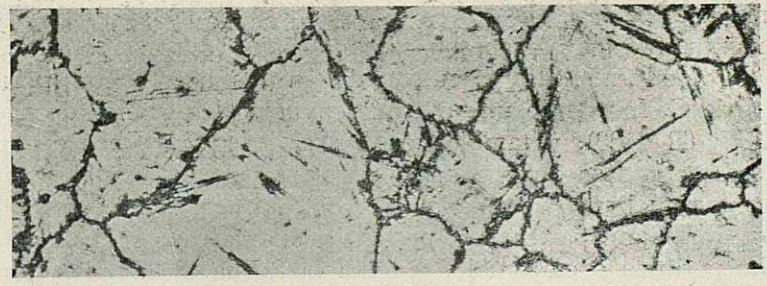


Figura 84

×100

Cristales blancos de perlita y retícula negra de cementita en un acero de 1,10 % de carbono recocido.
(Ataque con picrato sódico en caliente.) (R. W. Smyth.)

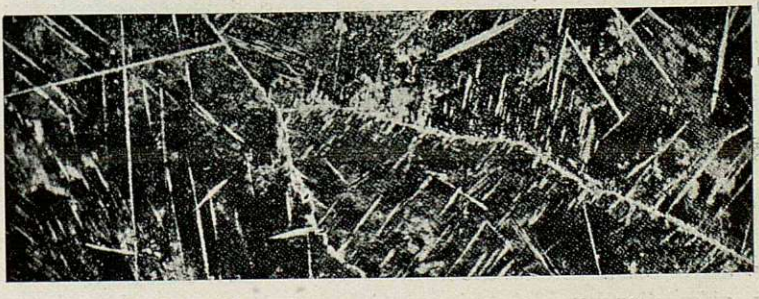


Figura 85

×100

Retícula y agujas de cementita en un acero hipereutectoide en bruto de colada. (Boylston.)

No es coloreada por los reactivos usados corrientemente (soluciones alcohólicas de ácidos nítricos, pícrico etc.), apareciendo de un color blanco brillante siempre que se ataca al acero con reactivos ácidos. Sólo la colorean el picrato sódico en caliente y los ataques oxidantes al aire. Por su gran dureza queda en relieve después del pulido, pudiendo conocerse perfectamente el contorno de los granos o de las láminas por el sombreado que aparece con iluminación oblicua.

Aunque con un poco de experiencia se distingue de la ferrita, en caso de duda, como ambas, ferrita y cementita, quedan blancas después del ataque con ácidos, se pueden diferenciar una de otra atacando el acero con picrato sódico en caliente (baño maría) que colorea de obscuro a la cementita, dejando blanca a la perlita (figura 84).

Es magnética a la temperatura ordinaria, pero pierde su magnetismo a 218°.

Examinando los aceros con el microscopio puede aparecer:

a) Como cementita proeutectoide en los aceros con más de 0,90 % de C, formando una red que envuelve los granos de perlita (figs. 17, 62 y 83), y también en forma de agujas finas que partiendo de la red se dirigen hacia el interior de los cristales en las estructuras en bruto de colada (fig. 85).

b) Formando parte de la perlita, y en ese caso se le llama cementita perlítica o eutectoide, y toma la forma de láminas paralelas separadas por otras de ferrita (figs. 16, 18, 80, 89, 90 y 91).

c) Como cementita globular se presenta en forma de pequeños glóbulos o granos redondos dispersos en una matriz de ferrita (figuras 86, 87 y 88) cuando los aceros de 0,9 a 1,4 % de carbono han sufrido un recocido a temperaturas próximas a 721° (A_{321}).

d) En los aceros hipereutectoides templados, cuando la temperatura alcanzada ha sido superior a Ac_{321}, pero inferior a Ac_{cm} o cuando el tiempo de calentamiento no ha sido suficiente, aparece la cementita rodeada de martensita o de otros constituyentes de transición.

40. Perlita

Es un constituyente eutectoide formado por capas alternadas de hierro alfa y carburo de hierro CFe_3, o lo que es lo mismo, de ferrita y cementita. Es de composición química constante y definida y contiene aproximadamente seis partes de hierro y una de carburo que corresponde a 13,5 % de CFe_3 y 86,5 % de Fe y a

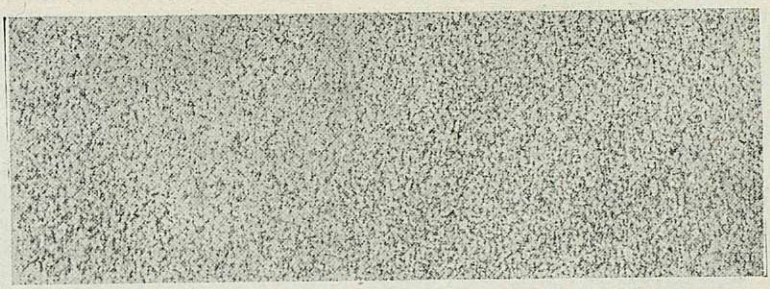


Figura 86

×100

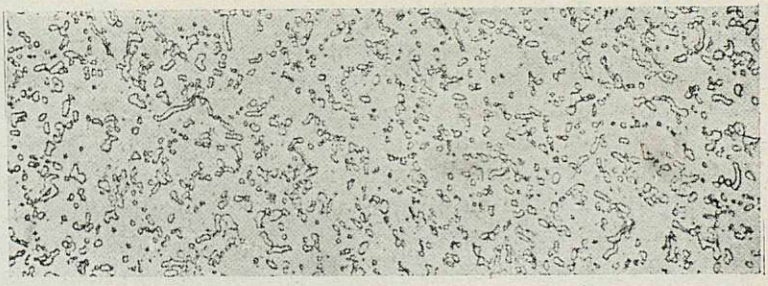


Figura 87

×500

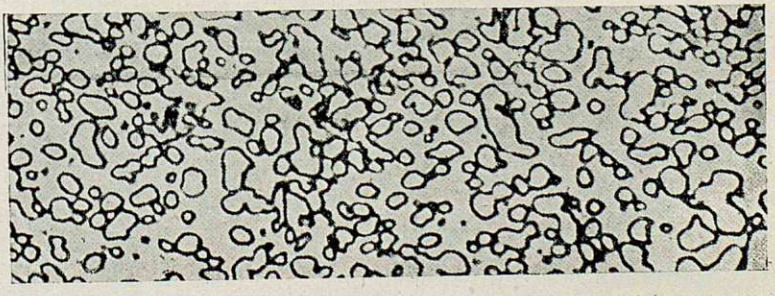


Figura 88

×2.000

Glóbulos de cementita sobre un fondo de ferrita en un acero de 1,15 % de carbono.

0,9 % de C y 99,1 % de Fe. Tiene una resistencia de 80 Kg/mm² y un alargamiento de 15 % aproximadamente.

La ferrita y cementita que la componen aparecen formando láminas paralelas y alternadas que tienen reflejos nacarados, por lo que Sorby, en 1864, le dió el nombre de constituyente perlítico (figuras 16, 18, 89, 90 y 91). Según la velocidad de enfriamiento, esas laminillas aparecen más o menos separadas, y cuando el enfriamiento ha sido bastante rápido, las láminas se acercan mucho, de forma que en el microscopio, aun con grandes aumentos, no se pueden distinguir.

La distancia interlaminar de la perlita sirve para clasificarla en : perlita gruesa con una separación entre láminas de unas 400 μμ (1) y una dureza de 200 Brinell, que se obtiene por enfriamiento muy lento dentro del horno ; la perlita normal tiene 350 μμ y 220 Brinell de dureza y la perlita fina que se obtiene cuando se enfría dentro del horno bastante rápidamente o cuando se deja enfriar el acero al aire, tiene 250 μμ y 300 Brinell de dureza (fig. 129). Para observar con claridad las laminillas de la perlita gruesa, suele ser necesario emplear unos 500 aumentos.

La perlita que se colorea de obscuro con todos los reactivos ácidos, nital, picral, etc., se obscurece más rápidamente que la martensita, pero queda más clara que la troostita y la sorbita.

Es interesante recordar que la coloración de la perlita no es más que un efecto de las sombras y de los relieves de los elementos que la forman; pues ni la ferrita ni la cementita son coloreados por los ataques que ensombrecen la perlita, estos reactivos destacan el relieve de la cementita y esa es la causa del aparente colorido de la perlita.

Cada grupo de láminas paralelas constituye un cristal de perlita, y aunque algunas veces, sobre todo en los aceros de composición próxima a la eutectoide, el contorno de los cristales de perlita no está bien definido, se puede conocer los límites de cada cristal con relativa facilidad, sabiendo que dentro de cada uno de ellos todas las láminas son paralelas.

41. Aceros templados

Al calentar un acero de 1,10 % de C a 1.000°, o sea por encima del punto crítico Ac_{cm}, se modifica la estructura cristalina que tenía a la temperatura ambiente, quedando el acero formado a esa

(1) μ = micra = milésima de milímetro = 0,001 mm.
μμ = milimicra = millonésima de milímetro = 0,000,001 mm.

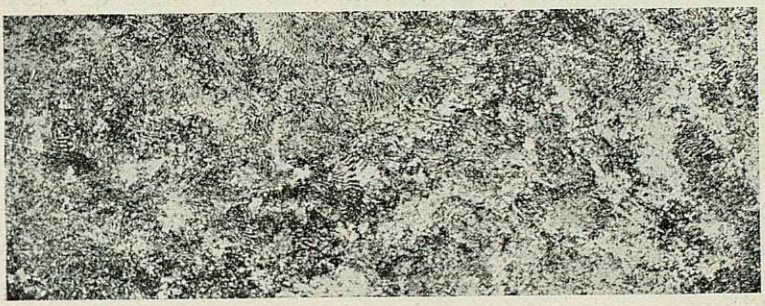


Figura 89

×100

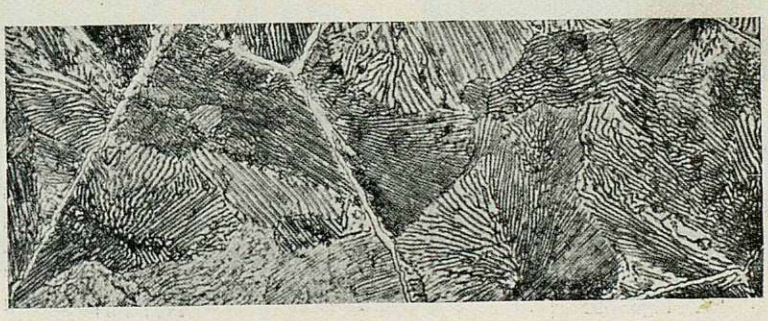


Figura 90

×500 (Vilella.)

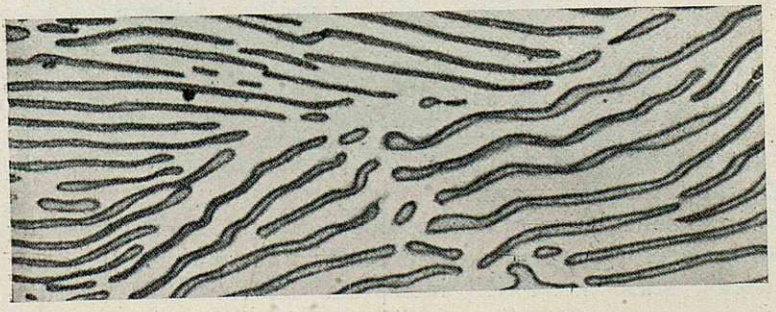


Figura 91

×2.500 (Vilella.)

Perlita, formada por láminas alternadas de ferrita (negra) y cementita (blanca).

temperatura por cristales de austenita. Esos cristales de austenita, al enfriarse el acero lentamente, se desdoblan y transforman en otros cristales de cementita y perlita que ya hemos estudiado anteriormente. Pero si calentamos una barra de ese acero de 1 cm. de lado a 1.000° y luego la enfriamos rapidísimamente en agua, los cristales de austenita no tienen tiempo de transformarse en aquellos constituyentes citados, y podremos observar en el microscopio en una sección pulida y atacada algunos cristales de austenita, mezclados con agujas de martensita (figs. 69, 93, 98, 99 y 100).

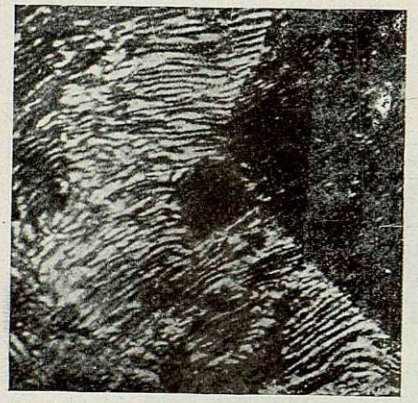


Figura 92

×1.250

Microestructura de un acero de 1 % de carbono, en el que aparece una zona de perlita laminar y otra más obscura de sorbita. (Osmond.)

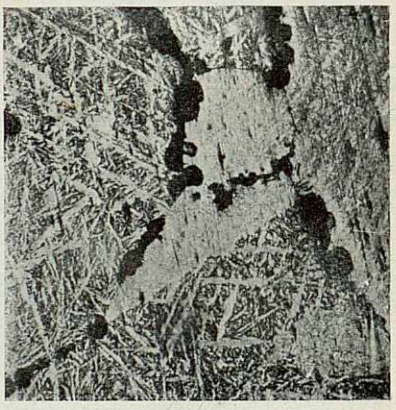


Figura 93

×125

Microestructura de un acero de 1,3 % de carbono templado, en el que se ve una matriz blanca de austenita, agujas de martensita y nódulos negros de troostia. (Boylston.)

Si la barra templada es de 3 cm. de lado, en la sección transversal pulida y atacada, aparecerán de la periferia al centro los constituyentes típicos de los aceros templados, que son : *austenita, martensita, troostita* y *sorbita.*

Cuando se examinan al microscopio con pocos aumentos (de 100 a 300) los aceros templados o templados y revenidos a temperaturas adecuadas, suele ser difícil interpretar su estructura, porque los constituyentes son muy finos y difusos, siendo conveniente, cuando se empieza a estudiar metalografía, obtener estructuras groseras por medio de calentamientos a elevadas temperaturas, para luego poder distinguir y diferenciar más fácilmente las que aparecen cuando

los tratamientos se efectúan correctamente. Para facilitar el examen microscópico, es por lo que hemos recomendado el temple de un acero de 1,10 % de carbono a 1.000°, que es una temperatura demasiado elevada para efectuar normalmente el temple de cualquier pieza o herramienta fabricada con acero de esa composición.

42. Austenita

Es una solución sólida de carbono en hierro gamma. Puede contener desde 0 a 1,7 % de carbono y es, por lo tanto, un constituyente de composición variable. Todos los aceros se encuentran

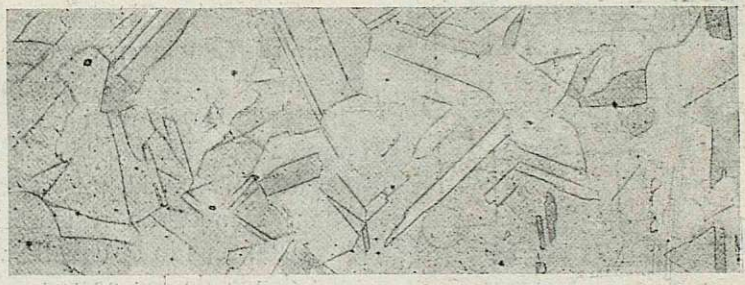


Figura 94

×100

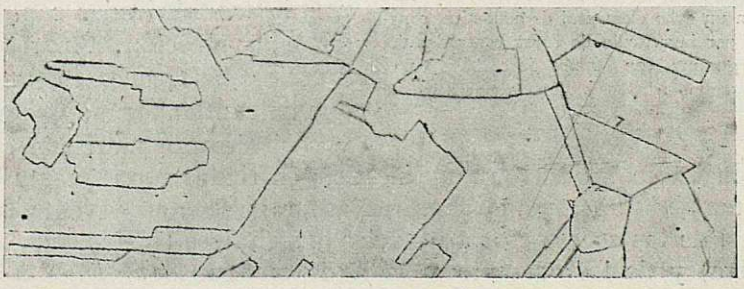


Figura 95

×500

Cristales de austenita. (Vilella.)

formados por cristales de austenita cuando se calientan a temperatura superior a las críticas (Ac_3 ó Ac_{cm}). Aunque generalmente es un constituyente inestable, se puede obtener esa estructura a la

temperatura ambiente por enfriamiento rápido de aceros de alto contenido en carbono o de muy alta aleación.

Templando perfiles muy delgados de aceros de elevado contenido en carbono, desde alta temperatura en agua muy fría, aparecen grandes cristales blancos de austenita mezclados con agujas en zig zag de martensita (figs. 69, 98, 99, 100, 101 y 102).

El nombre de austenita fué dado en memoria del metalurgista inglés Robert Austen.

En los aceros austeníticos de alta aleación se presenta formando cristales poliédricos parecidos a los de la ferrita, pero se diferencia de éstos por ser sus contornos más rectilíneos y los ángulos vivos (figs. 94 y 95).

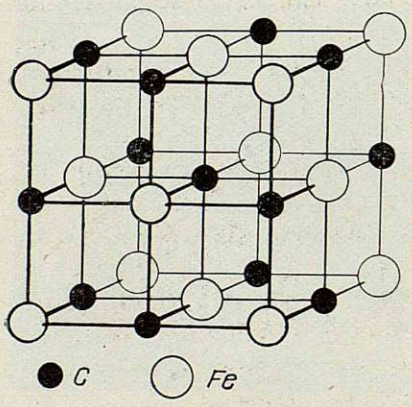


Figura 96

Disposición de los átomos de hierro y carbono en un cubo elemental de austenita, constituído por la retícula de caras centradas del hierro gamma, con átomos de carbono en el centro de las aristas y uno en el centro del cubo.

Su resistencia es de 88 a 105 Kg/mm² aproximadamente, su dureza de 300 Brinell y su alargamiento de 20 a 23 %. Es poco magnética, blanda, muy dúctil y tenaz. Tiene gran resistencia al desgaste, siendo el constituvente más denso de los aceros.

A la temperatura ordinaria, es muy raro encontrarla en la microestructura de las piezas o herramientas fabricadas con aceros de baja aleación. Aparece, en cambio, más frecuentemente aunque en cantidades muy pequeñas y casi siempre mezclada con la martensita en los aceros muy aleados, enfriados rápidamente desde alta temperatura, siendo como es natural, el constituyente fundamental de los aceros cromo-níqueles austeníticos (18-8, 25-20, 20-12, etcétera) y de los aceros con 12 % de manganeso.

La disposición atómica de la retícula elemental de la austenita (según Petch), se puede ver en la figura 96, en la que se señala la situación de los átomos de carbono en el cubo de hierro gamma de caras centradas (fig. 26).

43. Martensita

Es el constituyente típico de los aceros templados, se admite que está formado por una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa, y se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde alta temperatura. Su contenido en carbono suele variar generalmente desde pequeñas trazas hasta 1 % de C y algunas veces en los aceros hipereutectoides, aún suele ser más elevado.

Sus propiedades físicas varían con su composición, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido en carbono, hasta un máximo para C = 0,90 % aproximadamente. Después de los carburos y de la cementita, es el constituyente más duro de los aceros. Tiene una resistencia de 170 a 250 Kg/mm^2, una dureza de 50 a 68 Rockwell-C y alargamiento de 2,5 a 0,5 %. Es magnética.

El nombre de martensita fué dado por Osmond en honor de Martens, notable metalurgista alemán.

Presenta un aspecto marcadamente acicular, formando agujas en zig zag, con ángulos de 60°.

Cuando aparecen las agujas de martensita sobre un fondo blanco de austenita, la observación con grandes aumentos es bastante clara. Esta estructura se suele obtener en los aceros de alto contenido en carbono y alta aleación, templados desde elevada temperatura, en los que no se ha conseguido la completa transformación de la austenita en martensita, quedando en algunas ocasiones hasta 30 % de austenita sin transformar. En cambio, cuando la transformación es completa, al no existir el fondo blanco de austenita, la observación es más difícil. Cuando el temple se hace a la temperatura correcta, en general se obtienen estructuras de martensita muy fina, de aspecto difuso, que suelen exigir 1.000 o más aumentos para su interpretación.

La martensita cristaliza en el sistema tetragonal, estando formada su retícula elemental por un paralelepípedo que difiere muy poco del cubo de cuerpo centrado del hierro alfa. Parece que en la martensita son los átomos de carbono los causantes de la deformación de la retícula cúbica del hierro alfa que se transforma en tetragonal, teniendo el paralelepípedo elemental dos lados iguales, y el tercero, que es un poco mayor, guarda con los otros dos una relación que varía desde 1,06 a 1 cuando el contenido en carbono risminuye aproximadamente desde 1 % hasta 0.

La probable posición de los átomos de carbono en la retícula

tetragonal de cuerpo centrado de la martensita, según Lipson y Parker, se puede ver en la figura 97.

Por calentamiento a baja temperatura (50°-250°), la retícula tetragonal inestable de la martensita se transforma en retícula cúbica idéntica a la del hierro alfa, precipitándose el carbono en forma de pequeñísimas partículas submicroscópicas. Para diferenciar ambos tipos de martensita, se llama martensita alfa a la de retícula tetragonal obtenida en el temple y martensita beta la de retícula cúbica, obtenida calentando a baja temperatura la martensita alfa.

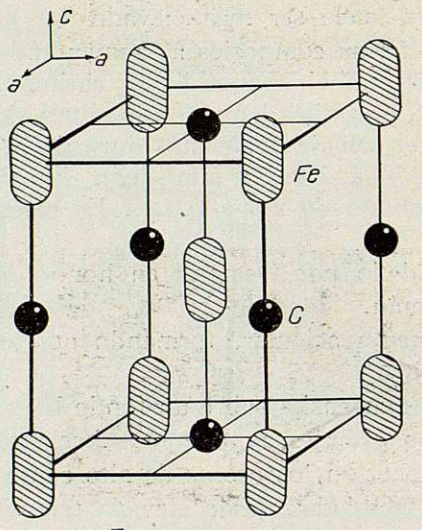


Figura 97

Probable estructura de la martensita.

Al examinar diferentes microfotografías de aceros templados, se observa con sorpresa que algunas veces la martensita aparece oscura y en cambio otras veces aparece blanca. Esto ocurre porque en el acero templado, después de ser atacado por reactivos adecuados, la martensita queda poco coloreada (martensita alfa) y es relativamente difícil apreciar las agujas que la componen (fig. 117). Para facilitar su observación, en algunas microfotografías, se presenta la martensita después de haber sufrido un ligero calentamiento a 50°-250°, que es más oscura y presenta muy destacadas las formas y detalles de sus agujas (martensita beta). En el Capítulo IX, «Revenido», se estudian también estas derivaciones de color de la martensita.

Por calentamientos a temperaturas inferiores a 400°, la martensita se transforma en troostita, siendo generalmente a 400° la transformación completa. A temperatura más alta, continúa el proceso de transformación y a partir de 400° comienza a formarse sorbita, y a 600° la estructura suele ser ya totalmente sorbítica.

En las figuras 101 y 102, se puede observar que la dureza de las agujas de martensita es mucho mayor que la de la austenita.

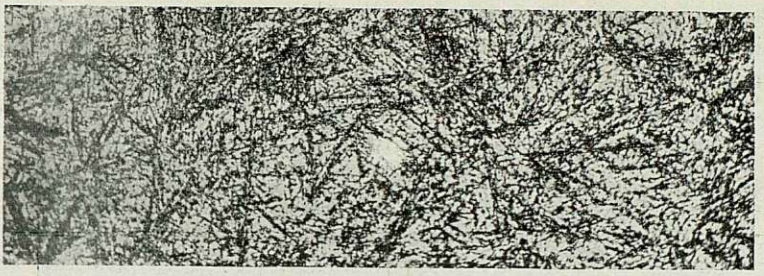


Figura 98

×100

Figura 99

×500

Figura 100

×1.000

Agujas de martensita sobre un fondo blanco de austenita.

Se hicieron diversas impresiones con la pirámide de diamante Vickers en un acero cuya estructura está formada por agujas de martensita y cristales de austenita, siendo la carga empleada de 2,5 gramos en la figura 101, y de 5 gramos en la figura 102. En esta

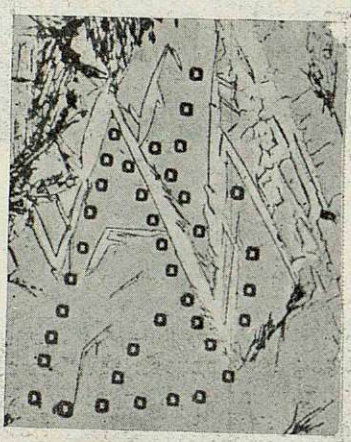


Figura 101

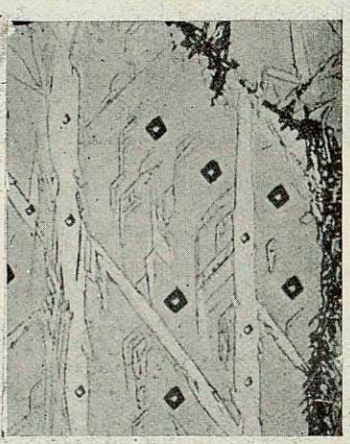


Figura 102

Ensayos de microdureza en un acero de C=1,70 %; Si=0,14 %; Mn=0,45 %, constituído por agujas de martensita sobre un fondo de austenita.

última se aprecia perfectamente las diferencias entre los tamaños de las huellas en ambos constituyentes que revelan la extraordinaria dureza de las agujas de martensita.

44. Troostita

Es un agregado extremadamente fino de cementita y de hierro alfa. Se produce por enfriamiento de la austenita a velocidad inferior a la crítica de temple, o por calentamiento de la austenita o martensita a temperaturas inferiores a 400°.

Aparece en los aceros templados y revenidos a temperaturas inferiores a 400° y en el corazón de grandes piezas templadas en agua, y de otras pequeñas templadas en aceite.

Sus propiedades físicas son intermedias entre la martensita y la sorbita. Es magnética.

Tiene una resistencia de 140 a 175 Kg/mm^2, su dureza es de 400 a 500 Brinell, y el alargamiento de 5 a 10 %.

El nombre de este constituyente fué dado por Osmond en memoria del físico francés Troost.

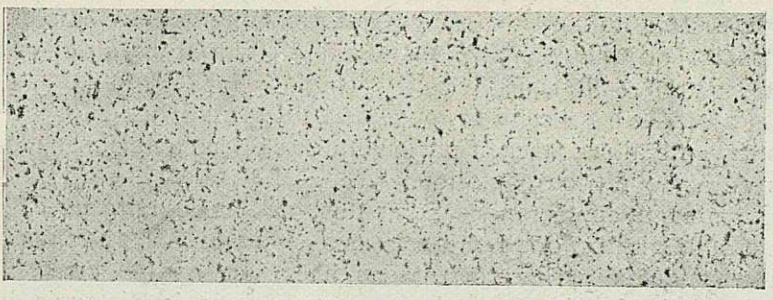


Figura 103

×100

Figura 104

×500

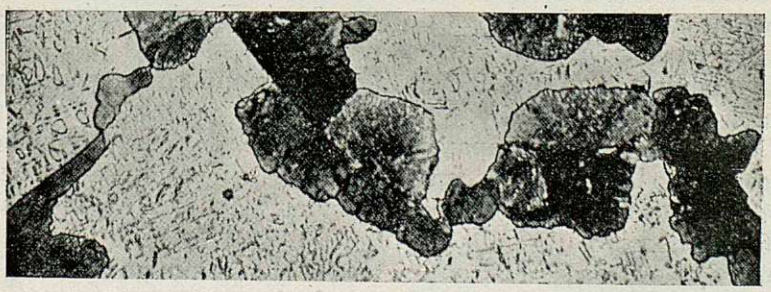


Figura 105

×1.000

Nódulos negros de troostita sobre un fondo más claro de martensita.

Es un constituyente nodular, obscuro (figs. 68, 103, 104 y 105), con estructura radial, y aparece generalmente acompañando a la martensita y a la austenita, situándose en los contornos de los cristales (figs. 93 y 130).

La troostita se obscurece con más intensidad que ningún otro constituyente al ser atacada por cualquiera de las soluciones alcohólicas de ácido nítrico o pícrico.

Examinada con grandes aumentos, se puede apreciar la presencia de laminillas que revelan la existencia de una estructura análoga a la de la perlita, orientadas hacia un nódulo central. En recientes investigaciones, se ha encontrado que la distancia interlaminar, en la troostita, es aproximadamente de 100 $\mu\mu$.

A la troostita, que se colorea con la máxima intensidad al ser atacada por los reactivos ácidos, se le daba antiguamente el nombre de osmondita, pero esta denominación ha sido completamente abandonada. La «Comisión de Nomenclatura del hierro y del acero de la Sociedad Internacional para el estudio y ensayo de materiales», definió la osmondita como «el estado de transformación de la austenita, en el que la disolución, en el ácido sulfúrico diluído, se hace con mayor velocidad». También se consideraba a este constituyente como límite arbitrario entre la sorbita y la troostita, apareciendo en los aceros al carbono cuando el revenido se hace a 400°.

45. Sorbita

Es un agregado fino de cementita y hierro alfa. Se obtiene por enfriamiento de la austenita a velocidad inferior a la crítica de temple o por calentamiento de la austenita, martensita o troostita entre 400° y 700°.

Su resistencia es de 88 a 140 Kg/mm^2; su dureza de 250 a 400 Brinell y su alargamiento es de 10 a 20 %. Es el constituyente de máxima resiliencia de los aceros.

El nombre de sorbita fué dado por Osmond como recuerdo del metalurgista inglés Sorby.

Con pocos aumentos aparece mal definida en forma de manchas difusas, pero con grandes amplificaciones se ve en forma de pequeños gusanillos y a veces como granos blancos muy finos sobre un fondo obscuro (fig.s 106 y 107).

A veces se confunde con la perlita y aparece muy frecuentemente en la estructura de los aceros hipo e hipereutectoides normalizados o recocidos, pero se diferencia de aquélla por su aspecto más confuso. La distancia entre las laminillas que forman la sorbita es de 100 a 250 $\mu\mu$ aproximadamente.

Es el constituyente de casi todos los aceros forjados y laminados, pues la velocidad de enfriamiento en estos procesos no suele ser suficientemente lenta para la formación de la perlita.

También aparece este constituyente en muchos aceros tratados,

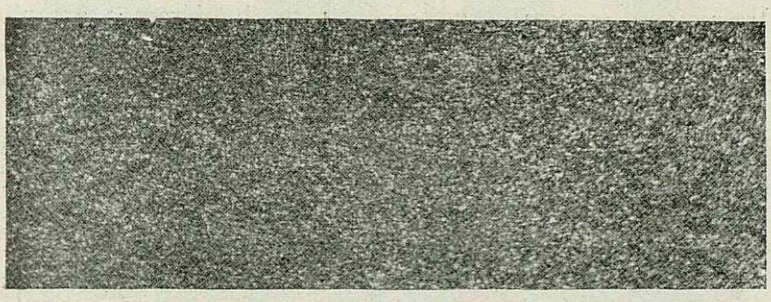


Figura 106
×100
Sorbita

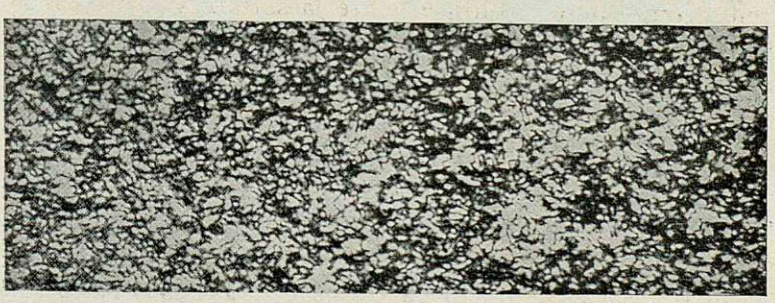


Figura 107
×500
Sorbita

y es el constituyente típico de los aceros templados y revenidos a temperaturas superiores a 400°.

En la actualidad y como consecuencia del mejor conocimiento de los procesos de nacimiento y desarrollo de los diversos constituyentes microscópicos, existe una gran tendencia a abandonar los clásicos nombres de troostita y sorbita, sustituyendo ambos por el de perlita fina, o constituyentes perlíticos (figs. 129 y 130).

46. Bainita

De todos los constituyentes que describimos en este capítulo, este que es el último que se ha descubierto, no se ha citado al estudiar el temple de los aceros porque, aunque puede aparecer en ese tratamiento, creemos que al incluirlo hubiéramos complicado aquella teoría. En cambio, se le dedica más atención al estudiar los tratamientos isotérmicos por ser el constituyente característico de uno de ellos conocido con el nombre de «austempering».

Fué Bain, al estudiar la transformación de la austenita a temperatura constante, quien primero lo clasificó con precisión.

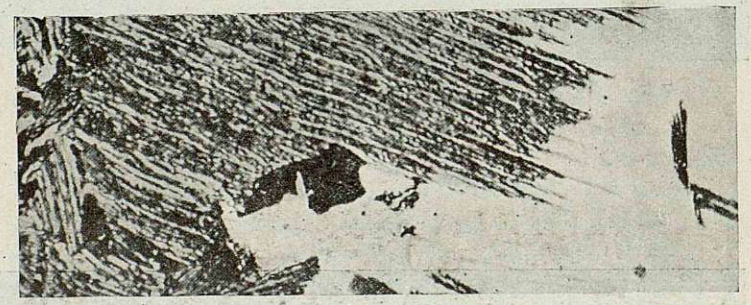


Figura 108

×1.500

Bainita superior de aspecto arborescente, obtenida por la parcial transformación de la austenita a 540°. El fondo blanco es martensita.

En sus trabajos enfriaba una serie de probetas desde alta temperatura (estado austenítico) en baños de metales o sales fundidas y observaba las estructuras obtenidas después de haber mantenido el acero en el baño caliente períodos variables de tiempo (fig. 114).

Los discípulos de Bain llamaron, en honor a su maestro, bainita a este constituyente que se forma en esa isotérmica transformación de la austenita, cuando la temperatura del baño de enfriamiento es de 250° a 600°.

Desde un principio se diferenciaron dos tipos de estructuras. La bainita superior de aspecto arborescente (fig. 108), formada a 500°-550°, que difiere bastante de la bainita inferior, formada a más baja temperatura 250°-400°, que tiene un aspecto acicular bastante parecido a la martensita (figs. 109 y 110). Se admite, sin embargo, que no son dos tipos distintos de estructura, sino que es el mismo

producto que varía gradualmente de apariencia según la temperatura de formación.

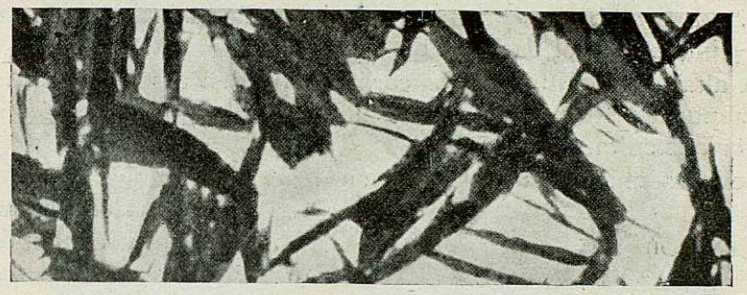


Figura 109

×2.500

Bainita inferior acicular, obtenida por la parcial transformación de un acero de 0,90 % de C, a 290°. El fondo es martensita.

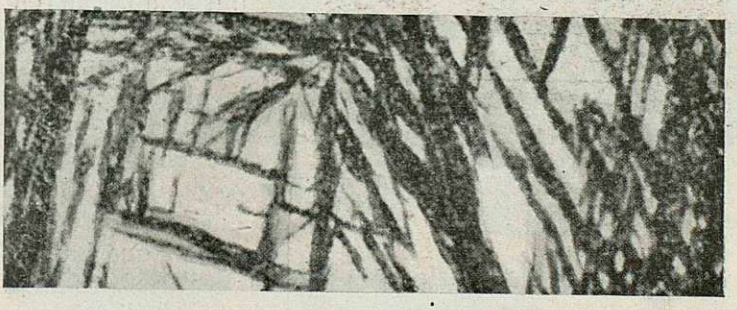


Figura 110

×2.500

Bainita inferior, obtenida por transformación isotérmica de la austenita a 225°. El fondo blanco es martensita.

En el próximo capítulo al estudiar la curva de la «S», volveremos a referirnos con más detalle a este constituyente.

47. Carburos

Son cuerpos muy duros que se forman al combinarse, algunos elementos especiales con el carbono. De acuerdo con su constitución, se pueden considerar tres clases diferentes:

1.° Los carburos simples que están formados por un elemento especial combinado con el carbono.

2.° Los carburos dobles de un elemento especial y hierro, y

3.° Los carburos constituídos por mezclas isomorfas de un carburo simple con el carburo de hierro.

A altas temperaturas estos carburos pueden disolverse en el hierro y pueden formar, por lo menos parcialmente, solución sólida con la austenita.

Se presentan principalmente en los aceros rápidos (fig. 111), aceros indeformables con alto contenido en cromo, etc. Siendo el cromo, tungsteno, molibdeno y vanadio los elementos que los forman.

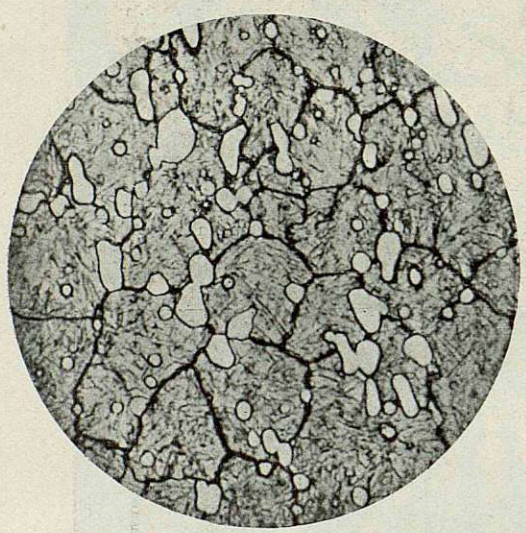


Figura 111

×2.500

Carburos en un acero rápido.

La extraordinaria dureza de los carburos se puede apreciar en la figura 112, en la que se ven las impresiones de la pirámide de diamante Vickers sobre dos carburos de gran tamaño y otras cuatro huellas en línea uniendo esos carburos, que han sido hechas sobre la matriz martensítica y que son mayores que las primeras, lo que demuestra que la martensita, a pesar de su gran dureza, es más blanda que los carburos.

Una de las propiedades más importantes de los aceros con carburos es la facultad que poseen de conservar su dureza cuando son calentados a temperaturas relativamente elevadas, mientras que los aceros de carbono templados de estructuras martensítica se ablandan mucho más rápidamente. Por eso se utilizan esos aceros para fabricar herramientas que conservan su poder cortante aun trabajando casi al rojo.

Observando estas estructuras con el microscopio, aparecen los carburos en forma de granos o glóbulos de color blanco brillante, parecidos a la cementita globular.

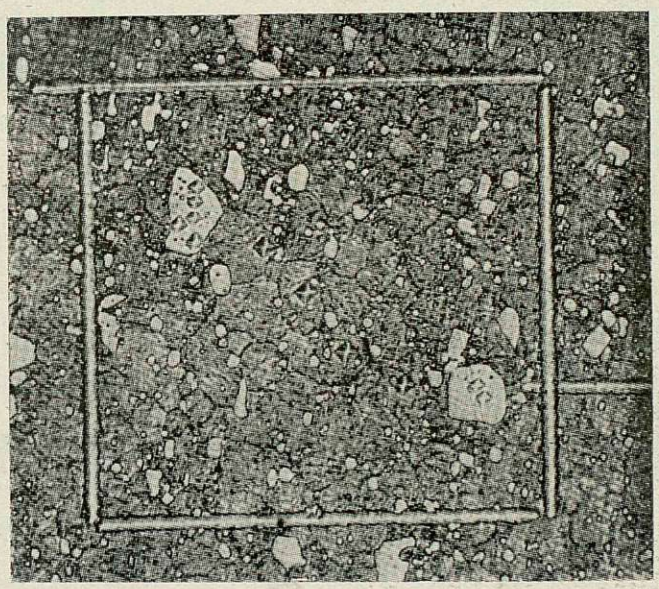


Figura 112

Carburos sobre un fondo de martensita. Obsérvese las once huellas Vickers hechas para determinar la dureza de los micro-constituyentes.

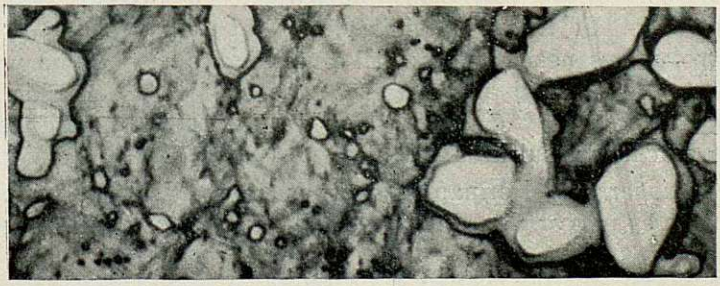


Figura 113

×2.500

Carburos dobles en un acero de 5 % de molibdeno. La parte central blanca corresponde a los carburos aleados ricos en elementos especiales. La zona parda exterior de los glóbulos, corresponde a cementita sin aleación.

48. Distribución y efecto de los elementos aleados

La presencia de elementos aleados: cromo, níquel, molibdeno, tungsteno, etc., no se puede apreciar en el examen microscópico, por ser exactamente iguales las estructuras perlíticas, sorbíticas, etcétera, de los aceros al carbono que las de los aceros especiales. En cambio, después de idénticos tratamientos térmicos en los aceros aleados se obtienen estructuras diferentes a las de los aceros ordinarios del mismo contenido en carbono, debido precisamente a la presencia de esos elementos especiales.

Así, por ejemplo, un acero de 0,30 % de carbono es perlítico, y en cambio uno de 0,30 % de carbono, 1,25 % de cromo, 5 % de níquel y 0,60 % de molibdeno es martensítico; esto quiere decir que si calentamos ambos aceros a 850° y los dejamos enfriar al aire, el acero al carbono aparece con estructura perlítica y el aleado con estructura martensítica; pero examinadas aisladamente esas estructuras, no se pueden distinguir si son de un acero al carbono o de un acero aleado.

Los diferentes elementos aleados se pueden encontrar en los aceros recocidos en alguna de las siguientes formas:

1.° *Disueltos en la ferrita.*—El Al, Si, Ni, Ph y Co. El Cu cuando no excede de 0,75 %. El Mn y el Cr parcialmente cuando el acero es de bajo contenido en carbono.

2.° *Combinados con el carbono.*—Formando carburos especiales. El Ti, Va, Co y Mo. También el Mn y Cr forman carburos algunas veces, según el contenido en carbono.

3.° *Combinados con otros elementos.*—Formando inclusiones no metálicas. El Si forma silicatos o silico-aluminatos de cal o de hierro, manganeso y cromo. El aluminio forma alúmina y silico-aluminatos. El titano puede presentarse en forma de óxido de titano y de nitruros y ciano-nitruros de titano. El manganeso formando silicatos y sulfuros.

4.° *Dispersos.*—Formando cuerpos raros. El Cu, cuando su porcentaje es mayor de 0,75 % y el Pb en algunos casos especiales.

49. Ataque de las probetas

Para estudiar con el microscopio la estructura de los aceros, hay que destacar su microestructura. Examinando una muestra pulida, únicamente se distinguen las inclusiones no metálicas embebidas en una masa blanca y brillante, y algunas veces también se aprecia un ligero relieve que proviene de la desigual dureza de

los constituyentes, siendo necesario atacar ligeramente la muestra para que aparezca su estructura cristalina.

Los reactivos de ataque más empleados para descubrir la estructura microscópica de los aceros son las soluciones alcohólicas de los ácidos nítrico y pícrico, denominados nital y picral respectivamente, y entre ellos son preferidos el Picral 4 y Nital 3. La preparación de estos reactivos se hace de la siguiente forma:

Picral	4.	4	partes	de ácido pícrico y	96	partes	de	alcohol.
Nital	1.	1	parte	de ácido nítrico y	99	»	»	»
Nital	2.	2	partes	» »	98	»	»	»
Nital	3.	3	»	» »	97	»	»	»
Nital	4.	4	»	» »	96	»	»	»
Nital	5.	5	»	» »	95	»	»	»

Aunque en muchos aspectos ambos reactivos Nital y Picral se comportan en forma parecida, sin embargo, el nital es el más usado debido a que su acción es más rápida y es más fácil de preparar y conservar. Con cierta experiencia se encuentran diferencias en el uso de ambos tipos de reactivos que merecen ser tenidas en consideración.

Para los aceros perlíticos recocidos observados con pocos aumentos, en los que aparece la perlita gruesa, el comportamiento de las dos soluciones es igual.

En cambio, en los aceros templados y revenidos cuando hay estructuras difusas de perlita, sorbita, etc., la diferencia es notable. Con el nital puede haber dudas de interpretación, sobre todo cuando la perlita es muy fina. En este caso, conviene utilizar picral, que revela con mayor claridad esta clase de estructuras. Para ciertos aceros aleados, que no se atacan bien con nital ni con picral, se puede utilizar partes iguales de Nital-2 y Picral-4.

Cuando se utilizan grandes amplificaciones, es preferible el picral lo mismo para la perlita fina que para la gruesa, debido a que colorea la cementita ligeramente y se marca un claro contraste con la ferrita sin necesidad de ataque profundo.

En las estructuras globulares, la utilización del picral es también ventajosa, pues ataca muy regularmente toda la superficie y el nital, en cambio, falla a veces en ciertas zonas.

Resumiendo, se puede decir que las ventajas más importantes de los reactivos antes citados son:

PICRAL 4.

1.° Muestra los máximos detalles en la perlita, martensita, bainita, martensita revenida y cementita globular.

2.° Destaca la presencia de carburos sin disolver en la martensita.

3.° Es muy indicado para diferenciar la ferrita, martensita y las masas de carburo.

4.° Conviene utilizarlo para diferenciar la bainita de la perlita fina.

5.° Descubre las partículas de carburo en las envolventes de los cristales de los aceros bajos en carbono.

NITAL 1, 2, 3, 4 Y 5.

1.° Se utilizan para observar los cristales de ferrita en las retículas de los aceros bajos en carbono.

2.° Producen el máximo contraste entre la perlita y los constituyentes proeutectoides cementita y ferrita.

3.° Suelen utilizarse para observar las envolventes de los cristales en los aceros de 4 % de silicio.

4.° Deben emplearse para los aceros al cromo, para cojinetes de bolas y aceros de baja aleación que resisten la acción del picral.

5.° Para destacar los cristales de ferrita en las estructuras martensíticas en las que aparece algo de ferrita.

La duración del ataque debe variar según la estructura que se va a estudiar. Para los aceros perlíticos el ataque con el Nital 3 debe ser de unos 10 segundos y con el Picral de 20 segundos. Cuando el acero es sorbítico, bastarán 8 y 15 segundos aproximadamente. Para el acero troostítico 3 y 5 segundos son suficientes, siendo mejor en este caso usar Nital 1 ó 2 y prolongar la duración del ataque. Las estructuras martensíticas deben ser atacadas durante 5 segundos con Nital 5 y durante 10 segundos con Picral. Estos tiempos convienen únicamente para los aceros al carbono, cuando se trata de aceros especiales, hay que prolongar más el ataque y a veces conviene modificar el método.

CAPITULO V

CURVA DE LA «S»

50. Para el estudio de los tratamientos térmicos, principalmente el temple, normalizado y recocido de los aceros, es muy interesante la representación gráfica ideada por Bain y Davenport, destacados

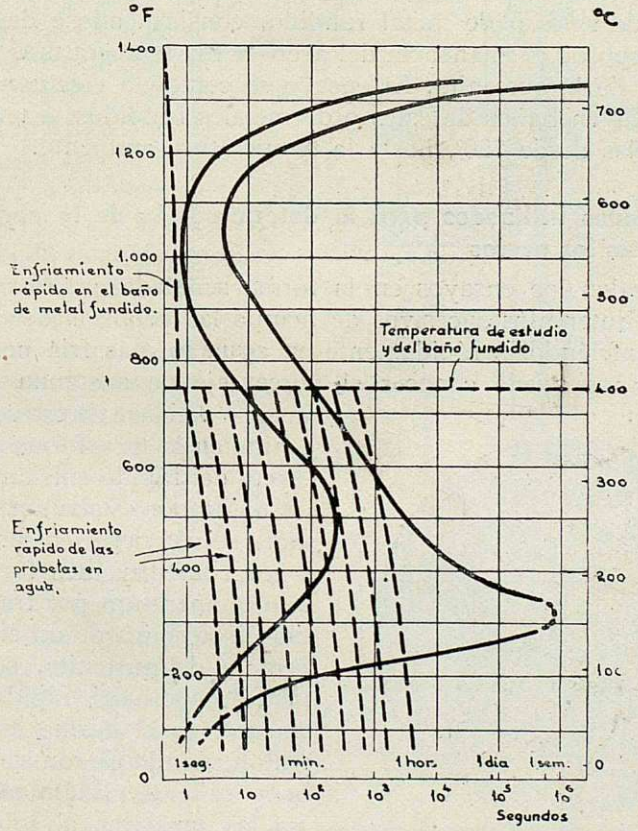


Figura 114

Esquema del proceso que se utiliza para determinar la curva de la «S» de los aceros.

metalurgistas de United States Steel Corporation Research Laboratory, llamada por unos curva de la «S», debido a su forma carac-

terística, y por otros diagrama o curva TTT (temperatura, tiempo, transformación) y también diagrama de transformaciones isotérmicas de la austenita, que señala a diversas temperaturas, el tiempo necesario para que se inicie y complete la isotérmica transformación de la austenita en otros constituyentes.

Estas curvas se pueden determinar estudiando el proceso de transformación de la austenita a temperatura constante. Los ensayos se realizan con una serie de probetas de acero de pequeñas dimensiones que se calientan a una temperatura ligeramente superior a la crítica Ac_3 o Ac_{cm}; luego, se introducen rápidamente en un baño de sales o de metal fundido, consiguiéndose después de cierto tiempo de permanencia del acero a esa temperatura, la transformación de la austenita. El ensayo se completa efectuando otras experiencias en baños de sales o de metales fundidos, a temperaturas variables desde 720°, hasta la temperatura ambiente.

51. Métodos utilizados para la determinación de la curva de la «S» en los aceros

Realizados los ensayos en la forma señalada anteriormente, y sacando a intervalos sucesivos de tiempo las probetas del baño caliente y enfriándolas rápidamente en agua lo más fría posible (figura 114), se puede conocer el porcentaje de austenita transformada y la clase de estructura obtenida en la transformación. Por efecto del rápido enfriamiento, la austenita que estaba sin transformar, se convierte en martensita, y los constituyentes formados a alta temperatura por transformación isotérmica de un cierto porcentaje de austenita, se conservan después del rápido enfriamiento, en el mismo estado que tenían cuando fueron sacados del baño caliente. Examinando luego las muestras al microscopio (figs. 117 a 122), se pueden estudiar las estructuras obtenidas y conocer el tiempo necesario para que comience la transformación de la austenita, el que se necesita para que se transforme un 25 %, un 50 %, un 75 % y por

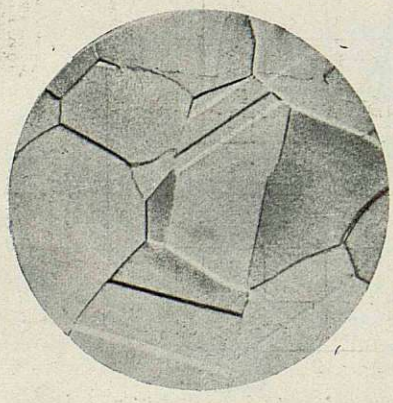


Figura 115

×500

Cristales de austenita en un acero de: Cr=18 %; Ni=8 %. (Vilella.)

fin para que la transformación sea total. En la figura 115, se ve el aspecto que tienen a la temperatura ambiente, los cristales de austenita de un acero de 18 % de Cr y 8 % de Ni.

Para determinar la curva de la «S» de los aceros, también se suelen utilizar métodos dilatométricos. En la figura 116 se ve una instalación muy simple y muy empleada para estas determinaciones. El ensayo se comienza colocando la probeta de acero que se va a ensayar en el fondo de un tubo de cuarzo, provisto de una abertura lateral para que la transmisión del calor a la probeta de acero se haga rápidamente. Todo el conjunto se introduce luego en un horno vertical, donde se calienta el acero a una temperatura ligeramente superior a la de austenización. Las variaciones de longitud de la probeta se transmiten a un reloj micrométrico por medio de una varilla de cuarzo. Para evitar que el calor llegue al micrómetro, se coloca sobre la tapa del horno un anillo refrigerado interiormente por agua en circulación. Después de igualada la temperatura en la probeta de acero, se saca todo el conjunto y se introduce rápidamente en otro horno, también vertical, donde hay un baño de sales o plomo fundido, cuya temperatura es precisamente la que se ha fijado para estudiar la transformación de la austenita. Al descender la temperatura, el acero, de acuerdo con las leyes de dilatación y contracción térmica, se contrae, y luego, al cabo de cierto tiempo, se inicia la dilatación de la pro-

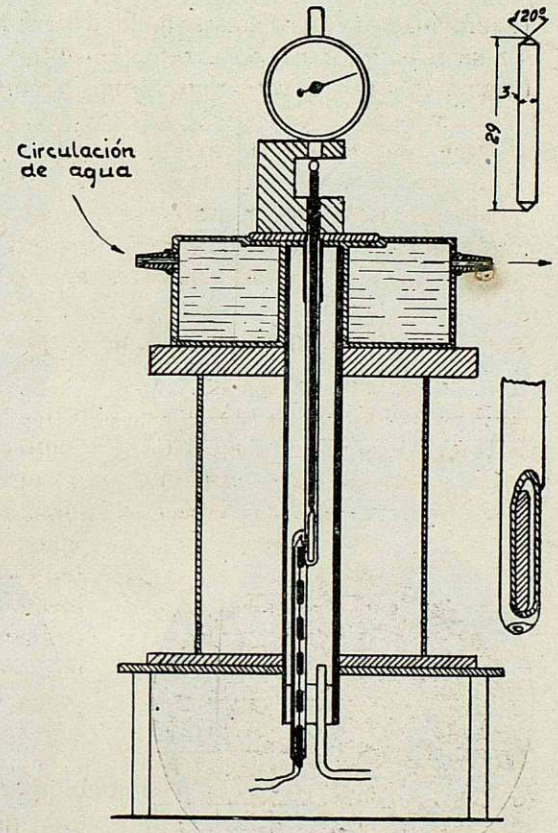


Figura 116
Montaje del dilatómetro para estudiar la transformación isotérmica de la austenita.

beta, que señala el principio de la transformación de la austenita que termina al cesar esa dilatación.

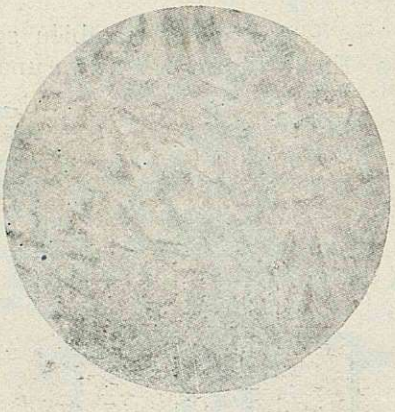


Figura 117

A los diez segundos no ha comenzado la transformación de la austenita. Por efecto del rápido enfriamiento de la probeta en agua, aparece una estructura martensítica.

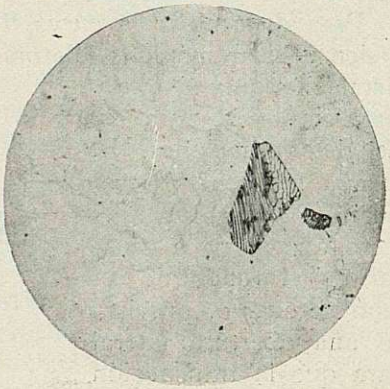


Figura 118

Comienza la transformación de austenita en perlita a los cinco minutos y cincuenta segundos.

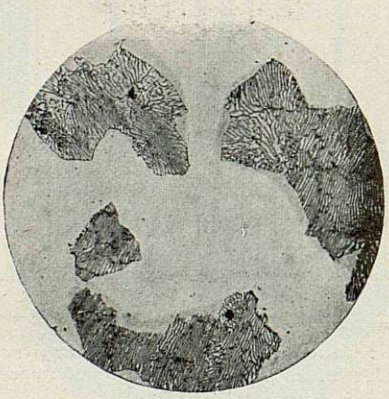


Figura 119

Un 25 % de austenita se ha transformado en perlita, a los diecinueve minutos y diez segundos.

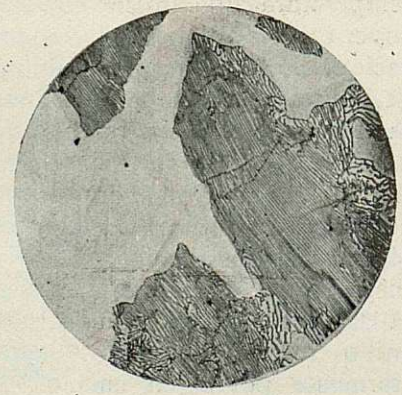


Figura 120

Se ha efectuado la transformación de un 50 % de austenita, a los veintidós minutos.

×500

Microfotografías de un acero de 0,90 % de C, calentado a 760°, enfriado luego rápidamente en un baño de sales a 705° y mantenido a esa temperatura durante diferentes períodos de tiempo y enfriado luego rápidamente en agua muy fría. (Vilella.) (Siguen figs. 121 y 122)

Las microestructuras de las figuras 117 a 122 corresponden a un acero de 0,90 % de carbono que ha servido para estudiar la transformación isotérmica de la austenita.

En la figura 117 todavía no ha comenzado la transformación, la figura 118 corresponde al comienzo de la formación de los primeros cristales de perlita, que es el producto obtenido al transformarse la austenita a 705°. En la figura 119 se ve que al cabo de 19 minutos y 10 segundos, existe ya un 25 % de perlita. El fondo blanco sobre el que destaca la perlita es martensita, que se

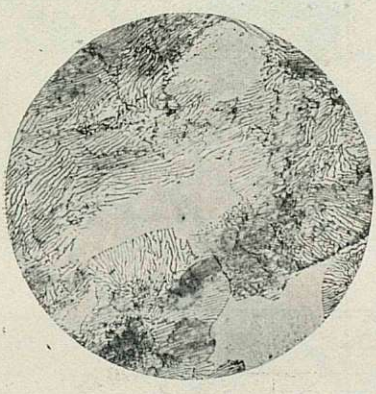


Figura 121

Se ha transformodo un 75 % de austenita, a los veinticuatro minutos y diez segundos.

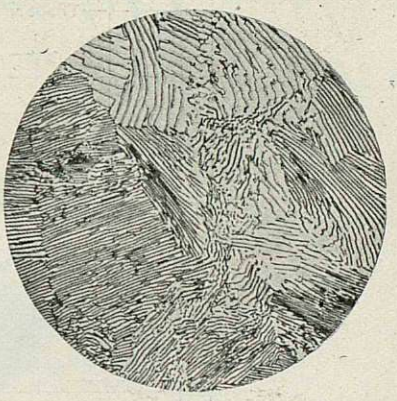


Figura 122

La transformación de la austenita en perlita es completa, a los sesenta y seis minutos y cuarenta segundos.

ha obtenido al enfriarse rápidamente la parte de austenita que quedaba sin transformar, después de permanecer el acero a 705° durante 19 minutos y 10 segundos. El avance de la transformación se observa en las figuras 120 y 121, y por fin en la figura 122 se ve que toda la austenita se ha transformado en perlita al cabo de 66 minutos y 40 segundos. Si se hubiera empleado otra temperatura de ensayo, el proceso sería parecido, pero la duración habría sido distinta y también diferente la microestructura obtenida al final de la transformación.

Empleando los procedimientos citados anteriormente, se puede determinar para cada temperatura el período de incubación, o sea,

el tiempo necesario para que comience a efectuarse la transformación de la austenita y el tiempo que transcurre hasta que la transformación es completa. Los resultados obtenidos en los ensayos, se' lle-

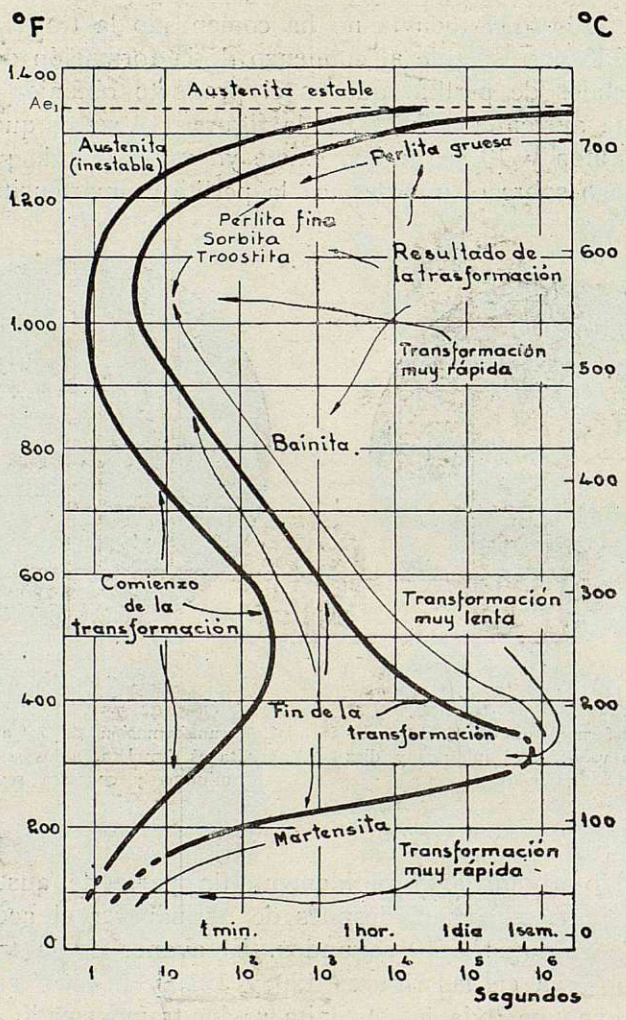


Figura 123

Curva de la «S» y constituyentes microscópicos resultantes en la transformación isotérmica de la austenita.

van sobre un diagrama, en el que en ordenadas se señalan temperaturas y en abscisas los tiempos en escala logarítmica. De esta forma se obtienen dos curvas en forma de «S» (figs. 123 y 124),

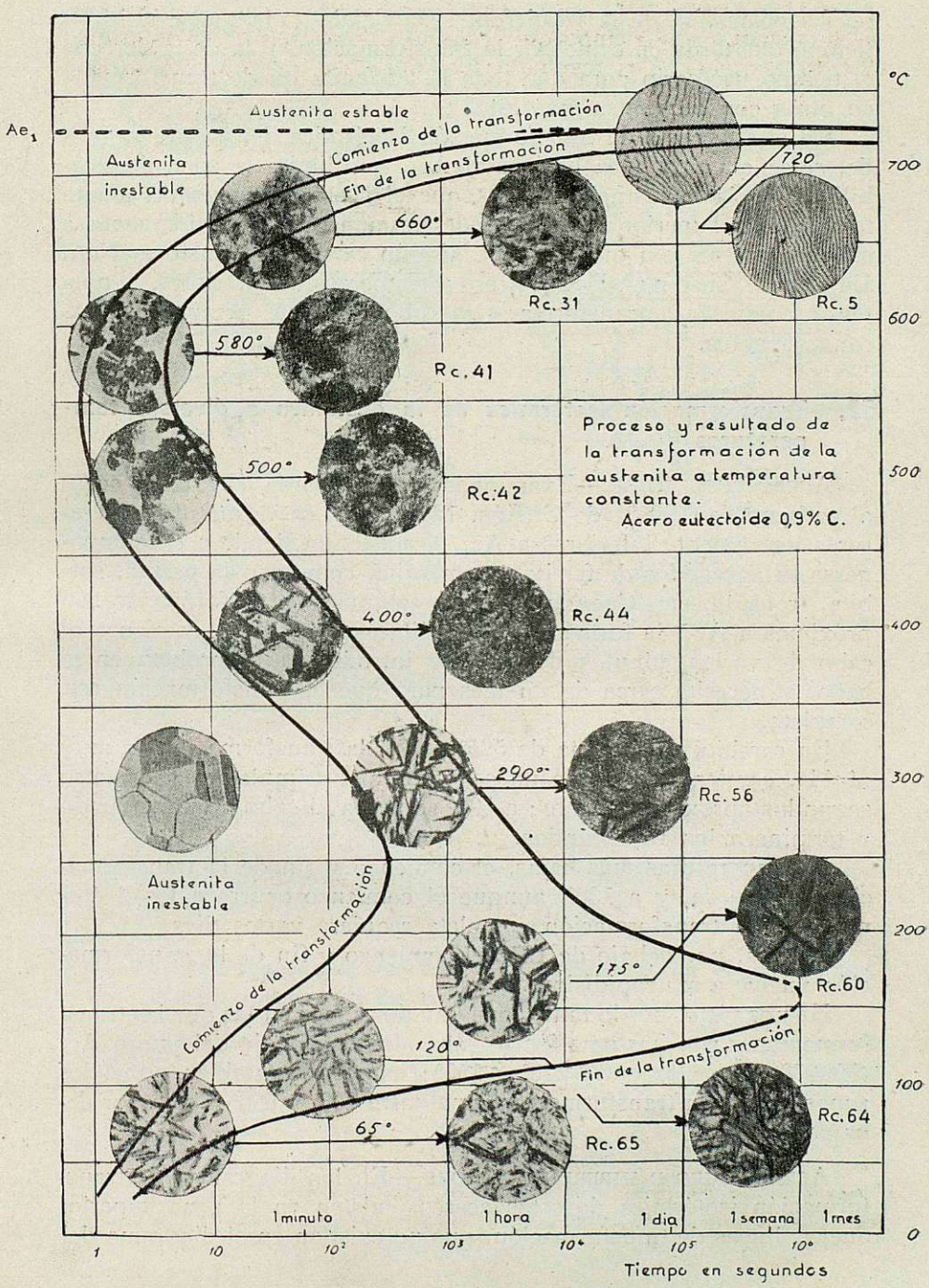


Figura 124

Curva de la «S» de un acero de 0,90 % de C.

de las cuales, la de la izquierda, señala para cada temperatura el tiempo que tarda en comenzar la transformación, y la de la derecha el tiempo necesario para que toda la austenita quede transformada en otros constituyentes más estables.

En el diagrama de transformación isotérmica del acero eutectoide, se señala una línea horizontal Ae_1, que limita la zona de estabilidad de la austenita. Siempre que el acero se encuentra a una temperatura superior a Ae_1, puede permanecer indefinidamente a esa temperatura sin que se inicie ningún cambio o transformación. En cambio, si se mantiene el acero a temperaturas inferiores, la austenita comienza a transformarse al cabo de cierto tiempo en otros constituyentes.

52. Transformación isotérmica de la austenita a diversas temperaturas

Acero eutectoide.—Examinado la curva de la «S» de un acero al carbono de 0,90 % de C (figs. 123 y 124), se ve que a temperaturas ligeramente inferiores a Ae_1, la austenita tiende a descomponerse en agregados de ferrita y cementita, como son la perlita, sorbita, troostita, etc. Cuando las temperaturas de transformación son próximas a Ae_1, la formación de perlita es muy lenta, comienza al cabo de varios minutos después de introducida la probeta en el baño, y necesita cerca de un mes para que la transformación sea completa.

En cambio, en la zona de 525° a 575° la transformación es muy rápida, comienza antes de un segundo y es completa a los cuatro segundos aproximadamente ; a 500° se inicia al cabo de un segundo y termina a los 12 segundos.

A temperaturas más bajas, el comienzo y fin de la transformación se retarda, y a 180°, aunque el comienzo ocurre a los 2 ó 3 minutos, la transformación completa requiere varios días.

Por fin, por debajo de 125°, el comienzo y fin de la transformación vuelve a ser rapidísimo.

Hemos visto, por lo tanto, que hay dos zonas en las que las transformaciones son bastante lentas, una situada debajo del punto Ae_1 (720°-700°), y otra entre 250° y 150° ; existiendo también otras dos zonas de rápida transformación, una entre 600° y 500° y otra por debajo de 125°.

Aceros hipo e hipereutectoides.—En los diagramas de transformación isotérmica de estos aceros, existen en la zona superior nuevas líneas de transformación, que no existían en el diagrama del

acero eutectoide, situadas a la izquierda y encima de las ya conocidas, que señalan el comienzo de la transformación de parte de la austenita en ferrita o cementita proeutectoide (figs. 125 y 126).

En el diagrama de la figura 125, la línea Ae_3 limita la zona de estabilidad de la austenita. A temperaturas comprendidas entre Ae_3

Temperatura de austenización 900°
Grano fino (núm. 8-9)

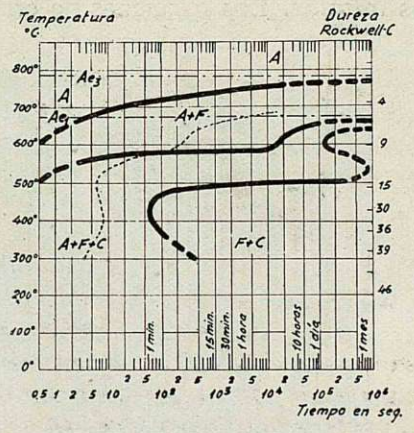


Figura 125

Curva de la «S» de un acero níquel-molibdeno de:
C=0,16 %; Ni=3,36 %; Mo=0,19 %

Temperatura de austenización 980°
Grano fino (núm. 7)

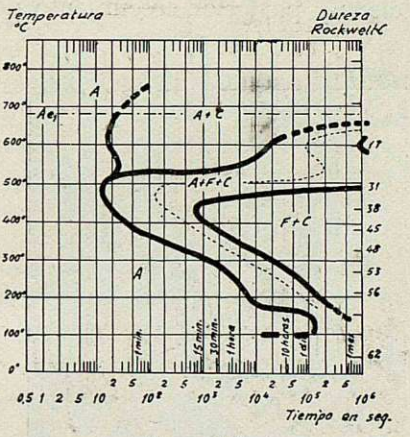


Figura 126

Curva de la «S» de un acero níquel-molibdeno de:
C=0,97 %; Ni=3,35 %; Mo=0,20 %.

y Ae_1, la austenita puede transformarse únicamente en ferrita, señalando la curva superior del diagrama el tiempo necesario para que a cada temperatura se inicie esa transformación. En ambos diagramas la transformación de la austenita en perlita, se efectúa siempre a temperaturas inferiores a Ae_1.

53. Constituyentes microscópicos que aparecen en las transformaciones isotérmicas de la austenita

Comenzaremos el estudio de las características de los constituyentes que aparecen en estas transformaciones señalando en los diagramas isotérmicos de acuerdo con la teoría de H. Jolivet tres zonas principales: la superior, la intermedia y la inferior, caracterizada cada una de ellas por la forma de efectuarse la transformación. (En algunos aceros aleados, estas zonas se marcan también muy claramente, porque quedan separadas entre sí por franjas de relativa estabilidad de la austenita.)

La primera zona se halla en los diagramas, justo debajo de la línea Ae_1; la inferior corresponde a la zona de formación de martensita, y la intermedia se halla en el intervalo comprendido entre las dos citadas anteriormente.

En la zona superior y probablemente también en la intermedia, los cristales que aparecen como consecuencia de la transformación de la austenita nacen y se desarrollan por formación de núcleos y posterior crecimiento de los mismos. Los gérmenes de cristalización brotan generalmente en los contornos de los cristales de austenita (fig. 127), ejerciendo las velocidades de nucleación y de crecimiento gran influencia en el proceso de formación de las nuevas estructuras. En la zona superior perlítica por ser la velocidad de nucleación o germinación lenta y la de crecimiento rápida, aparecen pocos cristales, que son además de estructura grosera. En cambio, en la zona de la nariz de la «S», por ser la velocidad de nucleación muy rápida y la de crecimiento pequeña, aparecen numerosos cristales poco desarrollados y muy finos.

Figura 127

×75

Nacimiento de cristales de tipo perlítico en los contornos de los primitivos cristales de austenita en un acero eutectoide.

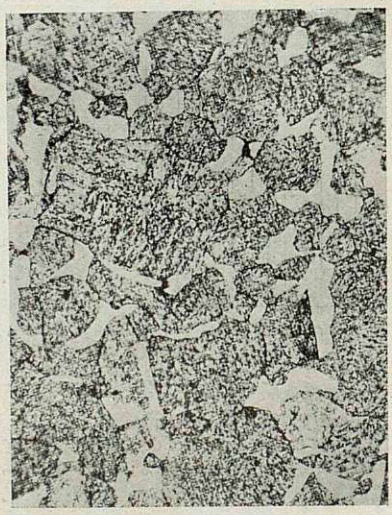


Figura 128

×300

Cristales de ferrita, desarrollados en la retícula de los primitivos cristales de austenita en un acero hipoeutectoide.

En los aceros eutectoides la transformación de la austenita se

inicia en las zonas superiores con la formación de núcleos o centros de cristalización (de ferrita o cementita), que sirven de base para el desarrollo y crecimiento de las nuevas estructuras; los constituyentes que se forman en ambas zonas, se diferencian entre sí porque en la zona superior los primeros núcleos o centros de cristalización que se forman son de cementita y en la segunda son de ferrita.

El comienzo de la formación de los cristales en la zona superior (perlita, sorbita, troostita, etc.), se inicia por la cristalización de finísimas láminas de cementita, junto a las que se forman otras de ferrita, continuando luego el nacimiento de sucesivas láminas de uno y otro constituyente. En esta zona de transformación, además de las estructuras clásicas ya conocidas, aparecen otras nuevas de tipo granular, que con el empleo de grandes aumentos han podido descubrirse recientemente.

En el grupo intermedio (bainita), se inicia en cambio, primero la cristalización de las agujas de ferrita, junto a las que progresa luego el desarrollo de los otros constituyentes.

En la tercera zona la transformación se verifica casi instantáneamente, no existiendo ninguna de las citadas fases de nucleación y crecimiento.

Antes de comenzar el estudio detallado de cada una de las zonas de transformación, aclararemos que al hablar de estos procesos se señalan marcados límites de nacimiento y desarrollo de los diversos constituyentes, aunque en realidad existe gran continuidad en la formación de las diversas estructuras, por lo que aparecen con frecuencia mezcladas unas con otras y algunas veces suele ser bastante difícil su identificación.

Zona superior

Estructuras laminares

Perlita.—El espesor de las láminas de la perlita es tanto mayor cuanto más elevada es la temperatura de transformación, disminuyendo su distancia interlaminar, aumentando la dureza y haciéndose la estructura cada vez más fina al descender la temperatura de formación (fig. 129).

Si la transformación se verifica a temperaturas inferiores, pero muy próximas a Ae_1, como la duración de la transformación es muy larga, la cementita no adopta la clásica disposición laminar, sino que se presenta en forma globular, sobre todo si se han empleado temperaturas de austenización muy próximas al punto Ac_{321}.

Sorbita y troostita (constituyentes laminares).—Aparecen a temperaturas inferiores a las de la perlita, y aunque también están formadas por láminas alternadas de cementita y ferrita, sus estructuras son mucho más finas que las de la perlita, tanto que sólo en algunos casos y con grandes amplificaciones se pueden distinguir las láminas que las componen. El crecimiento de la troostita es nodu-

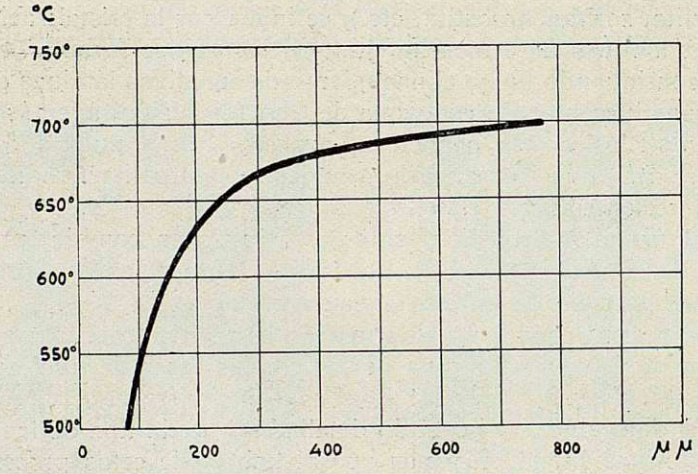


Figura 129
Variación de la distancia interlaminar de la perlita en función de su temperatura de formación.

lar, presentando una estructura característica dirigida hacia el centro de cristalización, estando formada unas veces por zonas radiales, en las cuales las láminas son paralelas (fig. 130-*b*), o por láminas orientadas radialmente desde el centro de los nódulos (figura 130-*c*).

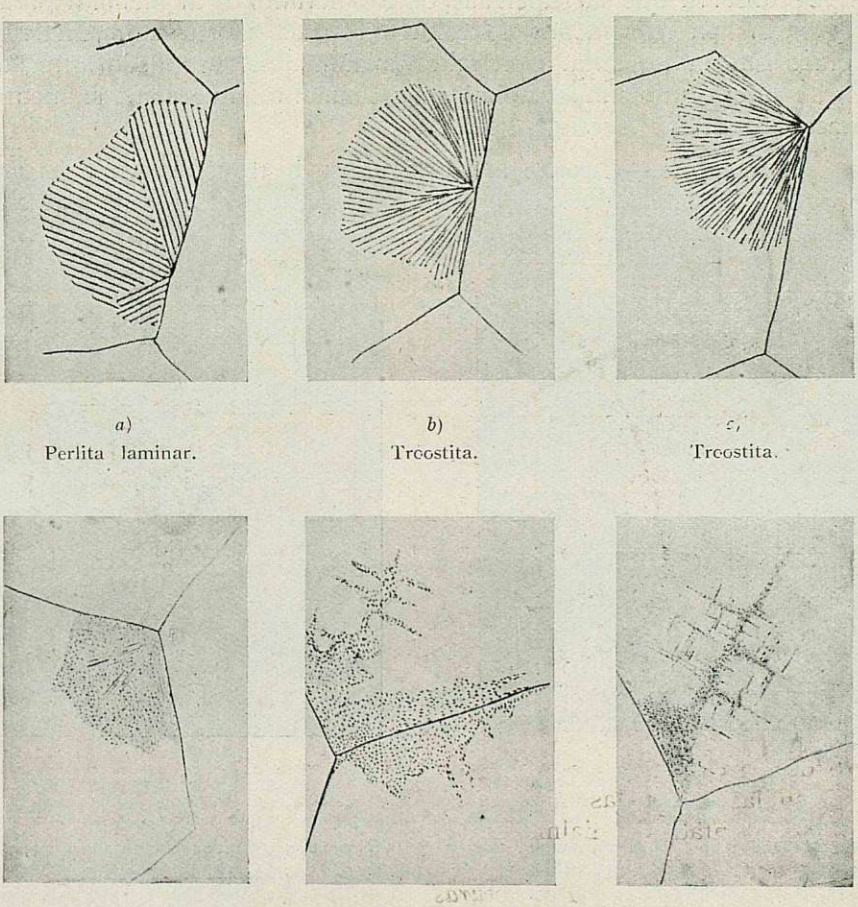
Estructuras granulares

Las estructuras granulares, conocidas también con el nombre de granulita, aparecen a temperaturas muy próximas a la nariz perlítica de la «S» y son tan parecidas a la troostita, que con frecuencia se confunden, a pesar de que su estructura interna es muy diferente.

En general, son difíciles de encontrar y no se presentan más que raras veces en las estructuras de los aceros. Aparecen claras y bien definidas únicamente en algunos aceros eutectoides e hipereutectoides, al efectuarse la transformación en la parte inferior de la primera zona donde la velocidad de transformación es rapidísima.

En algunos aceros las durezas de estos constituyentes suelen ser

ligeramente inferiores a las de las estructuras perlíticas finas, formadas a temperaturas un poco más elevadas.



a) Perlita laminar. *b*) Troostita. *c*) Troostita.

d) Estructura granular de desarrollo nodular. *e*) Estructura granular de desarrollo arborescente. *f*) Estructura granular de desarrollo acicular.

Figura 130

Representación esquemática de los constituyentes microscópicos que aparecen en la zona superior de la curva de la «S». (Jolivet.)

Nodular.—Este es el tipo de estructura granular que aparece a temperatura más elevada. Se presenta en forma de nódulos de superficies convexas (fig. 130-*d*), que puede considerarse como una evolución de los nódulos de troostita laminar, de la que, sin em-

bargo, se diferencia porque su estructura interna es de tipo granular (fig. 131).

Se observa que la superficie de los nódulos o al menos ciertas regiones, son más fáciles de colorear por el ataque con reactivos ácidos que la troostita. Con muchos aumentos, se puede apreciar en su interior finísimos glóbulos de cementita, que son fácilmente atacados por los reactivos ácidos.

Arborescente.—Cuando la temperatura de transformación es un poco más baja, la estructura de los glóbulos es más fina y más coloreable por los reactivos de ataque. Al mismo tiempo, el contorno

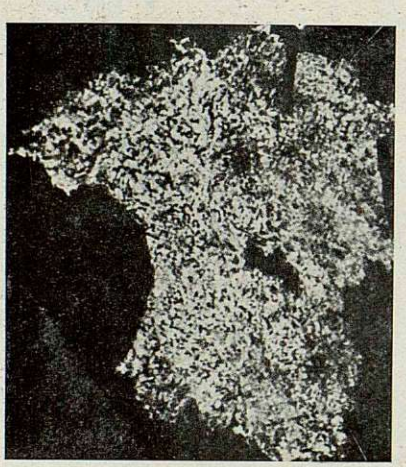


Figura 131

×1.000

Estructura granular de forma nodular en un acero de: C=0,65 %; Cr=0,75 %; Ni=2,75 %; Mo=0,60 %, obtenida por transformación isotérmica a 600° durante dos horas y quince minutos. (Jolivet.)

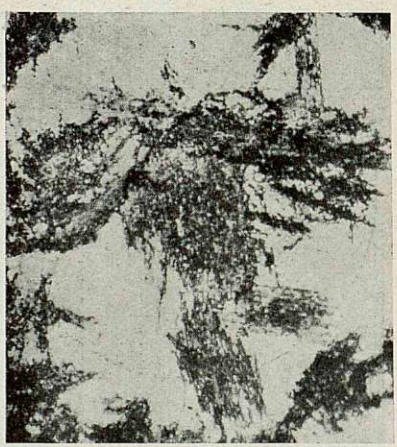


Figura 132

×1.000

Estructura granular arborescente en un acero de: C=0,75 %; Mn=0,70 %; Cr =1 %; Mo=0,60 %, obtenida por transformación isotérmica a 550° durante tres horas. (Jolivet.)

convexo de la estructura nodular es reemplazada por formaciones orientadas con entrantes y salientes (figs. 130-*d* y 132).

Por su aspecto arborescente, recuerda las dendritas formadas en los lingotes de acero en el proceso de solidificación.

Acicular.—A temperaturas todavía más bajas, los gránulos de cementita se desarrollan acicularmente en la dirección de los planos cristalográficos de la austenita, adoptando un aspecto muy parecido al de las estructuras Widmanstätten (fig. 130-*f*).

Ferrita

En los aceros hipoutectoides la transformación de la austenita se inicia por germinación y crecimiento de cristales de ferrita. En general, la cantidad de ferrita proeutectoide obtenida decrece al descender la temperatura de transformación y llega casi a cero en la nariz, lo cual equivale a decir que las estructuras laminares formadas a baja temperatura contienen menor porcentaje de carbono que las

Figura 133
×750
Cristales de ferrita en un acero hipoeutectoide en el que la transformación se ha efectuado isotérmicamente. Se puede observar que el crecimiento a lo largo de la periferia de los primitivos cristales de austenita es más rápido que en las direcciones perpendiculares.

Figura 134
×1.500
Constituyente X, en un acero de: C=0,16 %; Ni=3,36 %; Mn=0,52 %; Mo=0,20 %.

formadas a temperaturas más elevadas. El crecimiento y desarrollo de los constituyentes en estos aceros es más complejo que en los eutectoides y se presentan dos procesos de formación diferentes. A temperaturas próximas a Ae_3, los cristales de ferrita nacen, como hemos explicado anteriormente, en los bordes de los antiguos cristales de austenia y luego se ensanchan y se desarrollan a lo largo de las uniones de los granos (fig. 128).

Cuando la austenita se transforma a temperaturas más bajas, el número de cristales de ferrita aumenta y su tamaño disminuye, y

aunque siempre el crecimiento y desarrollo de los cristales se efectúa principalmente en la dirección de los planos cristalográficos, cuando la temperatura de formación es próxima a la de la nariz de la perlita, se pueden ver también algunos cristales de ferrita dirigidos y orientados hacia el centro de los primitivos cristales de austenita.

Zona intermedia

El constituyente característico de esta zona es la bainita. Al principio, esta denominación se hizo extensiva a cualquier constituyente formado a temperaturas comprendidas entre 600° y 250°, pero en la actualidad se agrupan a todos los constituyentes que apa-

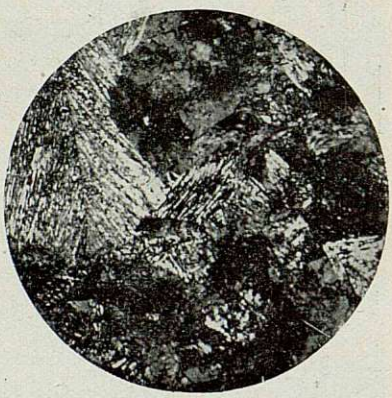


Figura 135

×2.500

Bainita superior obtenida en la transformación isotérmica a 550° de un acero de 0,80 % de carbono.

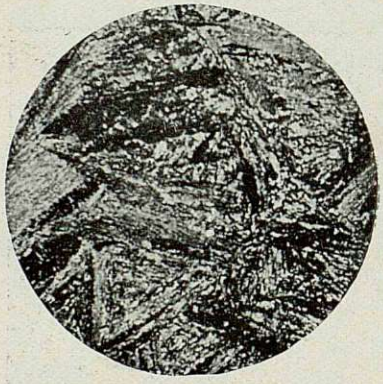


Figura 136

×2.500

Bainita inferior acicular muy fina obtenida en la transformación isotérmica a 350° de un acero de 0,80 % de carbono.

recen en esa zona bajo la denominación de estructuras intermedias. Se llama bainita superior a la formada de 600° a 450° aproximadamente (figs. 108 y 135), y bainita inferior a la que se forma a más baja temperatura entre 250° a 450°, que tiene aspecto acicular más marcado y es más fina (figs. 108, 109, 110 y 136).

Constituyente X.—Recientemente se ha descubierto en la zona de temperaturas, correspondiente a la formación de la bainita en algunos aceros aleados, un nuevo constituyente al que Davenport dió el nombre de «Constituyente X». Está formado por agujas de ferrita y se presenta en algunos aceros en los que la transformación de la austenita en la zona de la nariz de la bainita se inicia con la precipitación de cristales de ferrita, que presentan un aspecto, mar-

cadamente acicular (fig. 134), muy semejante a la estructura de Widmanstätten en los aceros en bruto de colada.

Bainita superior.—Está constituída por una serie de agujas de ferrita y cementita paralelas de contorno más o menos arborescente (figs. 108 y 135).

Las agujas de ferrita actúan como centros de cristalización, desarrollándose junto a ellas y paralelamente otra serie de agujas separadas entre sí por un borde de cementita.

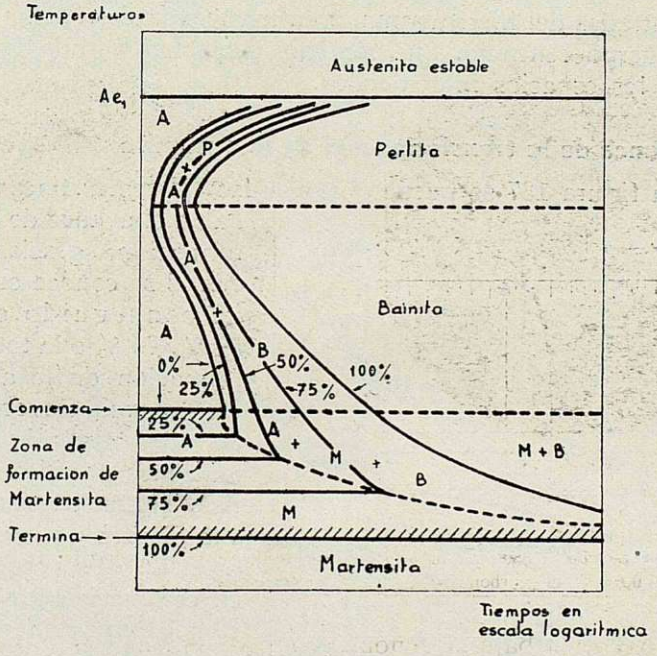


Figura 137

Avance de las transformaciones de la austenita. En la zona martensítica del diagrama, se ha introducido la modificación debida a Morris Cohem.

Bainita inferior.—Al descender la temperatura de transformación de la austenita, se inicia en el contorno de la bainita una evolución desde el tipo arborescente al acicular. La estructura también se modifica gradualmente y llega a ser tan fina que no se puede apreciar más que con grandes ampliaciones. El aspecto acicular de las agujas se acentúa, decrece su tamaño y tienden a desarrollarse únicamente en determinadas direcciones (figs. 109, 110 y 136).

Zona inferior

Cuando la austenita en el enfriamiento llega a una cierta temperatura que depende de la composición del acero y que generalmente se encuentra en la zona de 350° a 50°, se inicia la transformación en martensita. El proceso de formación de las agujas de martensita es completamente distinto de los citados anteriormente. Es casi instantáneo y no existen períodos de nucleación y crecimiento. Hay un rapidísimo cambio de disposición de los planos atómicos de la austenita, transformándose la retícula cúbica de caras centradas del hierro gamma, en martensita de retícula tetragonal de cuerpo centrado, que contiene pequeñas cantidades de carbono en los espacios intersticiales.

54. Avance de la transformación de la austenita

En la figura 137 se puede observar las diferentes líneas que señalan el avance de la transformación, gracias a las cuales se conoce cuándo se ha conseguido el 25 %, 50 %, 75 % o la total transformación de la austenita. Las curvas correspondientes a las zonas de transformaciones perlítica y bainítica, se suelen llamar curvas C, debido a su forma especial, observándose que en esa zona la transformación avanza con el tiempo cuando permanece la temperatura constante.

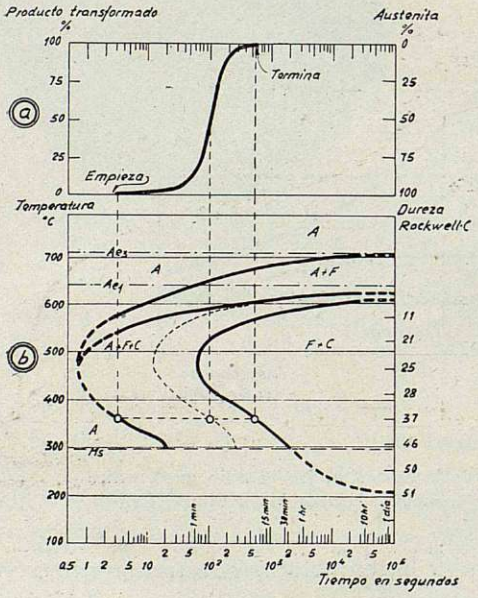


Figura 138

Curva de la «S» de un acero de 0,40 % de C y 3,5 % de Ni y avance de la transformación isotérmica a 370°.

En general, la transformación de la austenita se inicia bastante lentamente y luego se acelera cuando se llega a la zona de 15 % a 60 % de producto transformado (fig. 138-*a*).

Al final, cuando ya se ha efectuado la transformación del 80 % y 90 % de la austenita, la transformación vuelve

a ser más lenta. En un acero de 0,50 % de C y 3,50 % de Mn, Bain determinó que la velocidad de la transformación, al alcanzarse el 60 %, es aproximadamente el doble que la correspondiente al momento en que se había conseguido el 30 % ; entre 80 % y 90 % es seis veces menor que la correspondiente al 30 %, y a partir de 90 % es diez veces menor.

En la zona inferior de los diagramas de las figuras 137 y 138, que corresponde a la transformación de la austenita en martensita, aparece una modificación, con respecto a la curva de la «S», anteriormente estudiada (figs. 123 y 124). Esta variante, que ha tenido gran aceptación, se debe a Morris Cohem y tiende a facilitar la interpretación de los fenómenos que ocurre en el temple de los aceros.

Algún tiempo después de iniciados los primeros trabajos, relacionados con la curva de la «S», se modificó la idea que se tuvo en un principio sobre la transformación de la austenita en martensita, derivada de los resultados obtenidos en las transformaciones isotérmicas. Se ha comprobado que la formación de la martensita no depende, como la de perlita, sorbita, troostita y bainita, del tiempo, sino exclusivamente de la temperatura, y por lo tanto, las líneas que señalan el avance de la transformación de la martensita difieren de las de aquellos constituyentes y son horizontales como se señala en la figura 137. La transformación de la martensita comienza, para una composición determinada, y una misma temperatura de austenización, siempre a la misma temperatura. Así, por ejemplo, en un acero en que se inicia la formación de la martensita a 280° (fig. 139), cuando la temperatura desciende a 250°, se ha efectuado

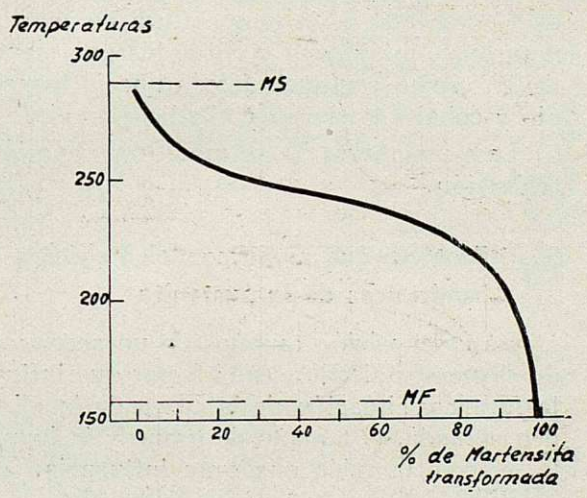


Figura 139

Avance de la transformación de la austenita en martensita, al disminuir la temperatura de un acero de: C=0,45 %; Mn=0,71 %; Cr=0,85 %; Ni=1,80 %; Mo=0,22 %.

va la transformación de un 25 % de austenita en martensita y no avanza o avanza bintísimamente la transformación si se mantiene esa temperatura constante durante mucho tiempo. En cambio, la transformación avanza al descender nuevamente la temperatura.

Cada acero tiene, por lo tanto, una temperatura crítica M_s (punto Ar'''), en la que se inicia la transformación de la austenita en martensita, que es independiente de la velocidad de enfriamiento. El porcentaje de martensita que se transforma, aumenta al descender la temperatura del acero hasta llegar a una temperatura M_F, en la que se ha transformado ya el 100 % y corresponde, por lo tanto, al fin de la transformación.

Las temperaturas M_s de los aceros pueden conocerse con *bastante aproximación* por medio de la siguiente fórmula:

$$M_s = 500 - 350\,(\%\,C) - 40\,(\%\,Mn) - 35\,(\%\,V) - 20\,(\%\,Cr) - 17\,(\%\,Ni) - 10\,(\%\,Cu) - 10\,(\%\,Mo) - 5\,(\%\,W) + 15\,(\%\,Co) + 30\,(\%\,Al)$$

Como se ve el carbono es el elemento que más influencia ejerce en el descenso de la temperatura de aparición de la martensita, el tungsteno, molibdeno y cobre los que menos, y el manganeso, vanadio, cromo y níquel ejercen una influencia intermedia. El aluminio y cobalto la elevan y el silicio no ejerce influencia sensible.

La temperatura M_s se modifica, al variar la temperatura de austenización.

55. Factores que modifican el diagrama de las transformaciones isotérmicas de la austenita

La composición química de un acero y en especial el contenido de elementos aleados, es el factor que influye más decisivamente en la forma y situación de la curva de la «S». Para una composición determinada, el tamaño de grano y la homogeneidad de la austenita, ejercen también una gran influencia.

INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN.—Los primeros estudios de transformación isotérmica de la austenita se hicieron con aceros eutectoides, pero luego, muy pronto, se determinaron las curvas de transformación de otros tipos de aceros, y en la actualidad existen ya diagramas de gran número de ellos.

En las figuras 140 y 141 se puede observar el efecto del manganeso sobre la forma y posición de la curva de la «S». La figura 140 corresponde a un acero de 0,35 % de carbono y 0,37 % de manganeso, y la figura 141 a otro acero con el mismo porcentaje de car-

bono y mayor contenido en manganeso. Se ve que la curva ha sido desplazada hacia la derecha y que el nivel de todas las transformaciones se ha retrasado y ha descendido.

Este desplazamiento es característico de los metales que, como el manganeso, forman solución sólida con la austenita; en general, al aumentar el contenido de la aleación, se retrasa el comienzo de las transformaciones y es también mayor el tiempo necesario para que se complete. En algunos diagramas, en lugar de marcarse

Temperatura de austenización 850°
Grano mixto (N.° 2-3 (75 %), N.° 7-8 (25 %))

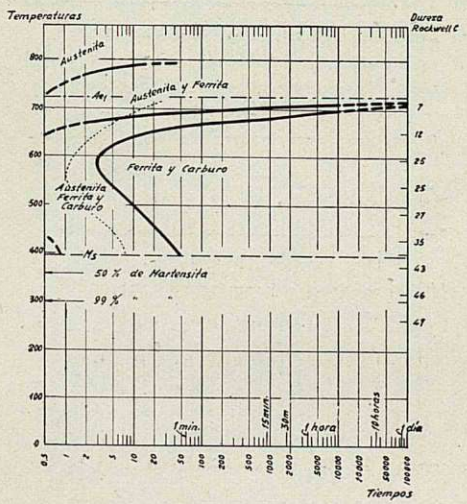


Figura 140

Curva de la «S» de un acero de 0,35 % de carbono y 0,37 % de manganeso.

Temperatura de austenización 850°
Grano mixto (n.° 7 (70 %) y n.° 2 (30 %))

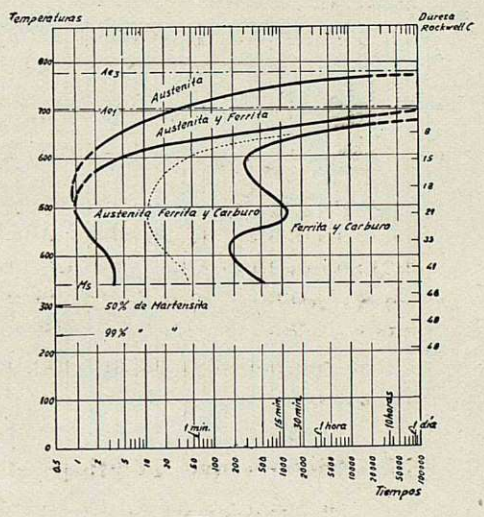


Figura 141

Curva de la «S» de un acero de 0,35 % de carbono y 1,85 % de manganeso.

las zonas de perlita, troostita y bainita, se señalan en la región de productos transformados, únicamente las zonas de ferrita y carburo (cementita), que son los constituyentes que en definitiva componen las microestructuras a que hacemos referencia.

Aunque todas las adiciones de elementos de aleación tienden, en general, a retardar el comienzo de las transformaciones y aumentar la duración de las mismas, el efecto y magnitud de la influencia de los diversos elementos es diferente de unos casos a otros.

Los elementos que forman carburos, tales como el cromo y el molibdeno, aun en pequeños porcentajes, son la causa de que en algunos diagramas aparezcan dos narices: una correspondiente a la transformación perlítica y otra a la bainítica (fig. 143).

En estos aceros hay que considerar dos zonas de templabilidad: la perlítica y la bainítica, pudiendo ser una u otra la que señale la velocidad crítica de temple, que en definitiva, dependerá de la situación relativa de las narices de las curvas correspondientes a esas estructuras.

Esto ocurre porque estos elementos de aleación actúan más intensamente en las regiones perlíticas que en las bainíticas de la

Temperatura de austenización 875°
Grano fino (n.° 6-7)

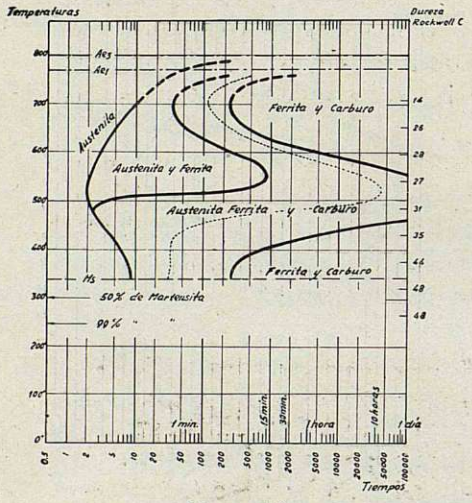


Figura 142

Curva de la «S» de un acero de 0,33 % de carbono, 0,45 % de manganeso y 1,97 % de cromo.

Temperatura de austenización, 850°
Grano fino (n.° 7-8)

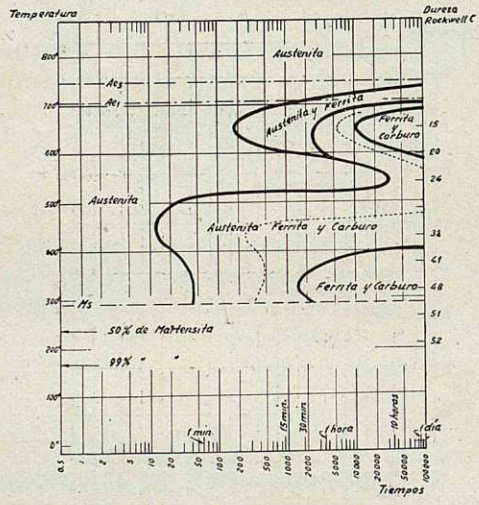


Figura 143

Curva de la «S» de un acero de: C=0,41 %; Mn=0.61 %; Cr=0,68 %; Ni=1,80 %; Mo=0,25 %.

curva de la «S», desplazándolas más o menos hacia la derecha según los casos. Así, por ejemplo, mientras la influencia del manganeso es casi la misma en ambas zonas, la acción del molibdeno es aproximadamente 10.000 veces más intensa para retrasar la zona de la perlita que la de la bainita.

La figura 142 representa el diagrama de un acero de 0,33 % de carbono, 0,45 % de manganeso y 1,97 % de cromo. Por comparación con el acero al carbono de la figura 140, se ve que la adición de 1,97 % de cromo, no sólo ha desplazado la curva hacia la derecha, sino que la forma de la curva también ha cambiado. El tiempo para la completa transformación ha aumentado extraordinaria-

mente en la región de temperaturas correspondientes a la perlita, y en cambio el aumento ha sido menor en la región de formación de la bainita.

Los diagramas de los aceros aleados son bastante complejos, como lo son también el mecanismo de las reacciones de transformación. En algunos de ellos se observa que la estructura perlítica se forma por encima y por debajo de la nariz perlítica (fig. 142), lo cual no ocurre en los aceros al carbono y aleados con níquel y manganeso, en los que la perlita sólo se forma a temperaturas superiores a la nariz.

En algunos aceros hipoeutectoides aleados se presenta también la anomalía de que la ferrita se forma también por encima y por debajo de la nariz de la perlita, llegando a presentar nariz propia (figura 143). Este fenómeno de la nariz de ferrita se suele presentar en los aceros al cromo.

La figura 143 representa el diagrama de la «S» de un acero cromo-níquel-molibdeno de: C=0,41 %; Mn=0,61 %; Cr=0,68 %; Ni=1,80 %; Mo=0,25 %. Se observará que, aunque el contenido de elementos de aleación es pequeño, la curva ha sido desplazada hacia la derecha, más todavía que para el acero de 1,97 % de cromo.

Como resumen podemos decir, que en general, los elementos de aleación retrasan el comienzo y fin de la transformaciones y modifican su forma, siendo además su efecto acumulativo, es decir, que la influencia aislada de cada uno de ellos se marca más intensamente cuando hay presente varios elementos.

Temperaturas de austenización:
Grano fino, 850°
Grano grueso, 1.100°

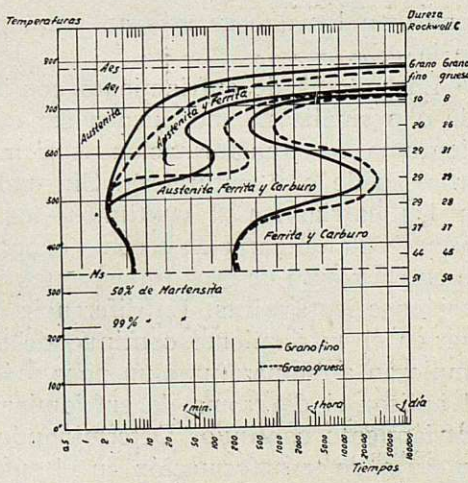


Figura 144

Influencia del tamaño del grano en el diagrama de transformaciones isotérmicas de un acero de: C=0,37 %; Mn=0,72 %; Cr=1,05 %; Mo=0,22 %.

EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO.—El tamaño de grano ejerce también influencia en la situación de la curva de la «S». Al aumentar el tamaño de los cristales, disminuye la velocidad crítica de tem-

ple y se retrasa también el comienzo y el fin de la transformación, desplazándose la curva de la «S» hacia la derecha, como puede verse en la figura 144, que corresponde a un acero de:

$$C = 0{,}37\ \%\ ; \quad Mn = 0{,}72\ \%\ ; \quad Cr = 1{,}05\ \%\ ; \quad Mo = 0{,}22\ \%$$

56. Relación entre las transformaciones de la austenita en los enfriamientos continuos y las transformaciones a temperatura constante

En los párrafos precedentes se han descrito las variaciones que la microestructura, y por lo tanto, las propiedades de los aceros experimentan, al modificarse, la temperatura de transformación isotérmica de la austenita, y se ha visto también cómo con ayuda de la curva de la «S» se pueden estudiar con gran claridad los cambios de estructura correspondientes a las transformaciones isotérmicas de la austenita.

Pero la información suministrada por estas curvas no es, sin embargo, de aplicación inmediata en los temples, normalizados y recocidos de regeneración de los aceros, porque éstos tratamientos son procesos de enfriamiento continuo y no procesos isotérmicos como son los que se utilizan para la determinación de las curvas de la «S».

Las curvas de enfriamiento continuo, correspondientes al temple o normalizado, no pueden ser colocadas directamente sobre el diagrama de transformación isotérmica, porque éste se refiere a procesos de otra naturaleza. Sin embargo, se ha comprobado que en los enfriamientos continuos, los fenómenos se presentan de forma bastante parecida a cómo ocurrirían si aplicáramos las curvas de enfriamiento de esos tratamientos sobre el diagrama de transformaciones isotérmicas. La diferencia es pequeña y se ha observado que en el enfriamiento continuo de un acero, las transformaciones empiezan a temperaturas un poco más bajas que las que resultarían al aplicar el diagrama de enfriamiento isotérmico a las curvas de enfriamiento continuo. Determinando todos los puntos de comienzo y fin de transformación en el enfriamiento continuo, se ve que el conjunto de todos ellos forman unas curvas muy semejantes a las estudiadas anteriormente, llamadas curvas de la «S» de enfriamiento continuo, que están desplazadas ligeramente hacia abajo y hacia la derecha, con respecto a las obtenidas isotérmicamente. Son tan similares en general ambas familias curvas, que las clásicas, determinadas en procesos isotérmicos sirven generalmente para dar

una idea muy aproximada de la naturaleza de las diversas transformaciones que ocurren en los enfriamientos continuos.

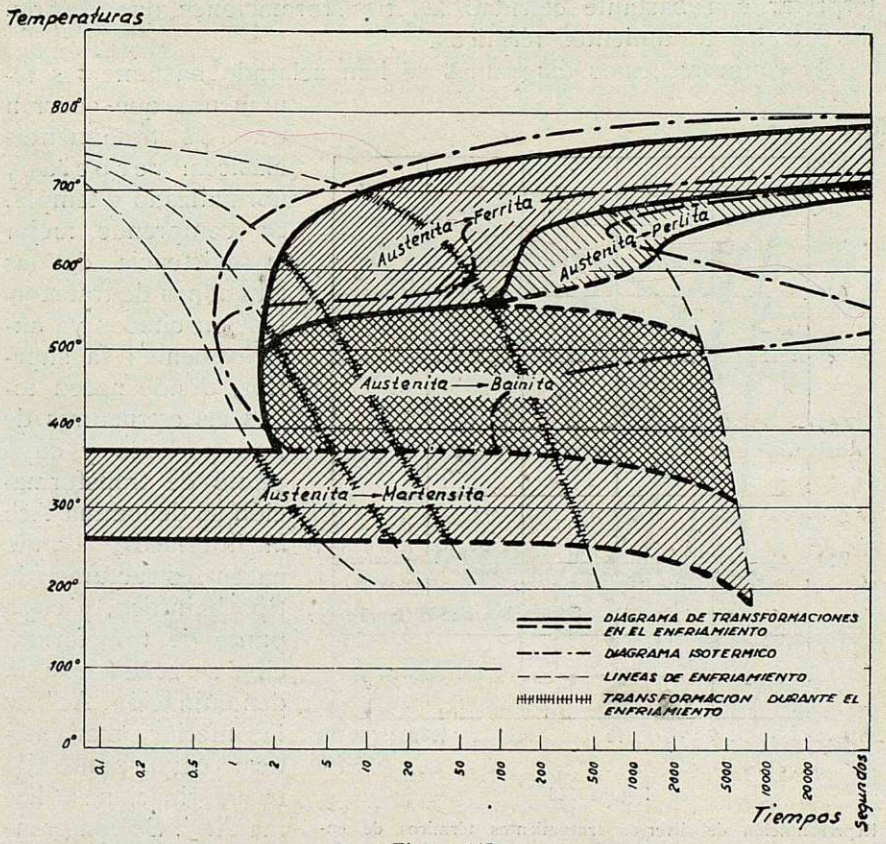


Figura 145

Diagrama de transformaciones isotérmicas (línea de rayas y puntos) y diagrama de transformaciones con enfriamiento continuo (línea llena) de un acero de: C=0,29 %; Mn=0,81 %; Ni=0,57 %; Cr=0,64 %; Mo=0,22 %.

En la figura 145 está trazado con líneas de raya y punto el diagrama isotérmico de un acero de:

$$C=0{,}29\ \%\ ;\quad Mn=0{,}81\ \%\ ;$$

$$Ni=0{,}57\ \%\ ;\quad Cr=0{,}64\ \%\quad y\quad Mo=0{,}22\ \%$$

y con línea llena, el diagrama correspondiente a enfriamientos continuos, que no tiene diferencias notables con el anterior.

57. Aplicación industrial del estudio de la curva de la «S»

Las curvas de la «S» de los aceros ayudan a comprender e interpretar con bastante claridad las transformaciones que ocurren durante los tratamientos térmicos.

Al conocerse estos diagramas se han aclarado bastante los fenómenos que ocurren en los tratamientos clásicos: recocido, normalizado y temple. Se comprende mejor la existencia de las tres zonas de transformación citadas ya anteriormente: la superior, donde nacen todas las estructuras de tipo perlítico y cuyo punto de transformación se denomina Ar'; la intermedia, donde nacen estructuras de tipo bainítico, y cuyo punto de transformación se señala con la denominación Ar'', y la inferior, martensítica, cuyo punto de transformación se llama Ar'''. Se comprende ahora mejor, por qué en los recocidos de enfriamiento lento (curva B, fig.. 146), la transformación Ar' se verifica a elevada temperatura (puntos B_1 y B_2). Es fácil comprender por qué luego ese punto crítico, en los aceros normalizados (curva C), se desplaza hacia temperaturas más bajas (puntos C_1 y C_2). Cuando aumenta la velocidad de enfriamiento (curvas D y E), está claro por qué aparece el punto Ar''', y en cambio disminuye la intensidad del punto Ar', que desaparece cuando la curva de enfriamiento no llega a tocar la curva de la «S» y entonces sólo se presenta el Ar'''.

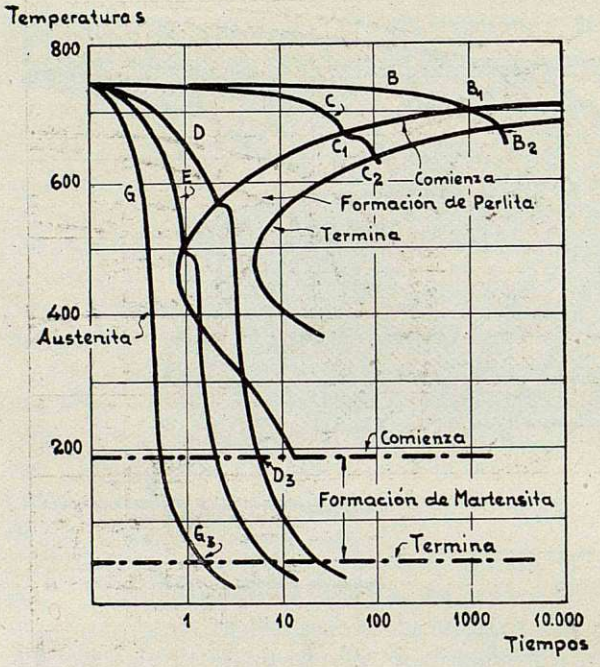


Figura 146

Representación de diversos tratamientos térmicos de enfriamiento continuo y la curva de la «S» de un acero de 0,90 % de C.

Para que el temple de un acero sea perfecto, se comprende la necesidad de que sea rápida la velocidad de enfriamiento hasta 450°

aproximadamente, para conseguir que la curva de enfriamiento no llegue a tocar la nariz de la «S» y no se transforme nada de austenita en los constituyentes blandos que aparecen a elevadas temperaturas y se conserve el estado austenítico hasta la zona de los 300°-200°, donde se efectúa la transformación de la austenita en martensita. La velocidad crítica de temple será la correspondiente a la curva de enfriamiento que es tangente a la curva de la «S» en la nariz que se forma hacia 450°.

También se comprende ahora mejor por qué aparecen diferentes estructuras en la periferia y en el centro de las piezas templadas.

En la figura 147 se representa el proceso de enfriamiento de la periferia y del centro de un redondo de acero de bastante espesor templado en agua.

Observando la curva de enfriamiento de la periferia, se ve que en ese caso la austenita comienza a transformarse a 190°, apareciendo como constituyente final martensita muy dura.

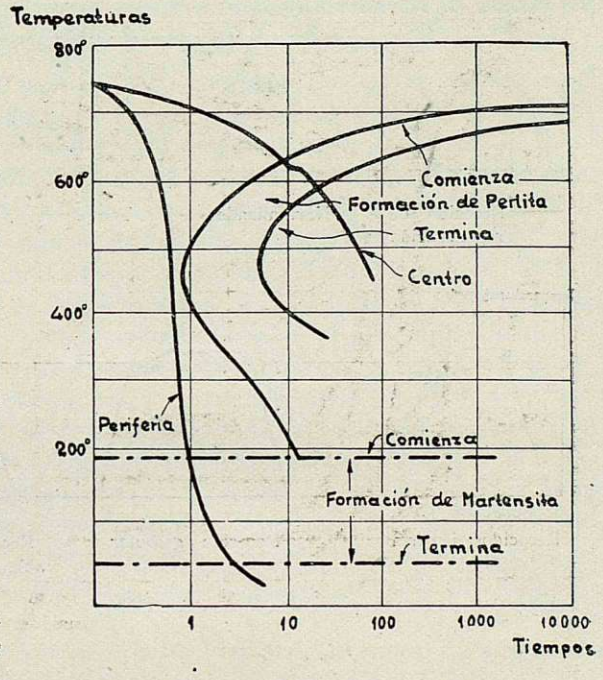


Figura 147

Estudio del enfriamiento del centro y de la periferia de un redondo de acero, aplicando la curva de la «S».

En cambio, el acero del centro de la pieza se enfría más lentamente ; al llegar a 630° comienza a iniciarse la transformación de la austenita, y a 590° la transformación es completa, apareciendo constituyentes de tipo perlítico con durezas aproximadas de 30 a 40 Rockwell-C.

Esto explica por qué en las piezas de bastante espesor después del temple aparecen diversas estructuras.

Los tratamientos con enfriamiento en sales o metales fundidos

a temperaturas comprendidas entre 500° y 150° (fig. 148, austempering y martempering), son temples escalonados con los que se consigue gran dureza y estructuras bainíticas o martensíticas, con la ventaja de que al efectuarse la transformación casi a la vez en toda la masa, se disminuye el peligro de grietas y roturas.

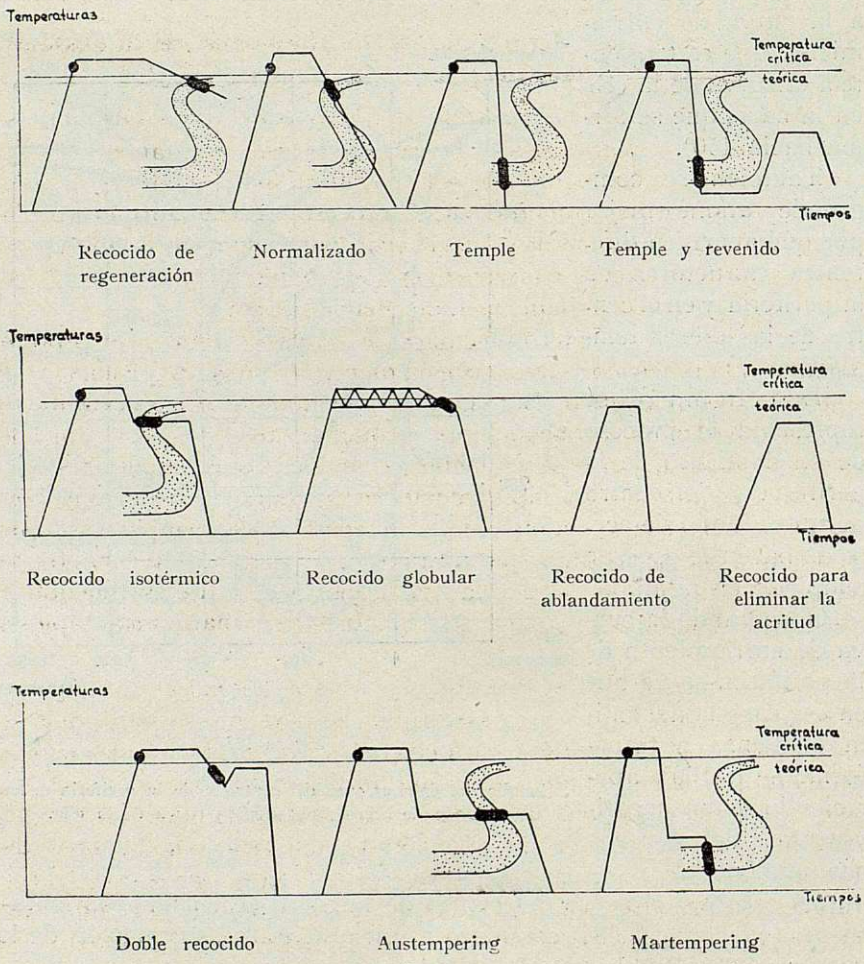


Figura 148

Representación esquemática de diversos tratamientos térmicos, empleando el diagrama de la curva de la «S».

También la curva de la «S» sirve para explicar el mecanismo de un tratamiento bastante utilizado en la industria: el temple in-

terrumpido primero en agua y luego en aceite. Con este tratamiento se evita la formación de perlita por ser la primera fase del enfriamiento muy rápida, y luego, cuando ocurre la transformación de la austenita en martensita, el enfriamiento es más lento (ya que esta segunda fase del enfriamiento se verifica en aceite), las tensiones que se crean son menores y se evitan las roturas y grietas de temple.

58. Un método para determinar la transformación de la austenita en la zona martensítica

Para estudiar el avance de la transformación de la austenita en la zona inferior martensítica, no se puede usar el examen metalográfico citado al principio de este capítulo, porque al ser la martensita el producto obtenido en el proceso de transformación que se estudia, no se puede diferenciar esta martensita, de la martensita que se obtiene como consecuencia del rápido enfriamiento final, que se emplea en el citado método metalográfico.

Para hacer esas determinaciones se ha usado mucho el procedimiento dilatométrico, pero recientemente el más empleado es el «método metalográfico de temple y revenido». El procedimiento consiste en tomar probetas muy pequeñas de $1 \times 1 \times 6{,}4$ mm. del acero a ensayar, que se calientan a temperaturas superiores a la crítica y se introducen rápidamente en un baño caliente a la temperatura del ensayo, manteniendo el acero a esa temperatura sólo el tiempo necesario para que alcance la temperatura del baño. No hace falta prolongar la permanencia, porque la transformación es casi instantánea (la austenita se transforma en martensita rapidísimamente).

La probeta, cuya microestructura estará entonces formada por martensita y austenita sin transformar, se pasa a otro baño que estará a más alta temperatura para efectuar el revenido. La duración y temperatura de esta etapa están limitados por dos condiciones: 1.ª, que la martensita obtenida se obscurezca suficientemente por la acción del revenido, y 2.ª, que la austenita, que está todavía sin transformar, no sufra ninguna transformación. Luego, desde esta temperatura, las probetas son enfriadas en agua. Como el revenido obscurece el producto transformado, puede distinguirse fácilmente de la austenita que antes estaba sin transformar y que después del enfriamiento en agua se transforma en martensita, que será muy poco atacada y quedará casi blanca. En el caso de que el porcentaje de producto transformado no se aprecie claramente en el examen microscópico, la determinación del avance de la transformación de la austenita se puede efectuar empleando los rayos X.

a temperaturas comprendidas entre 500° y 150° (fig. 148, austempering y martempering), son temples escalonados con los que se consigue gran dureza y estructuras bainíticas o martensíticas, con la ventaja de que al efectuarse la transformación casi a la vez en toda la masa, se disminuye el peligro de grietas y roturas.

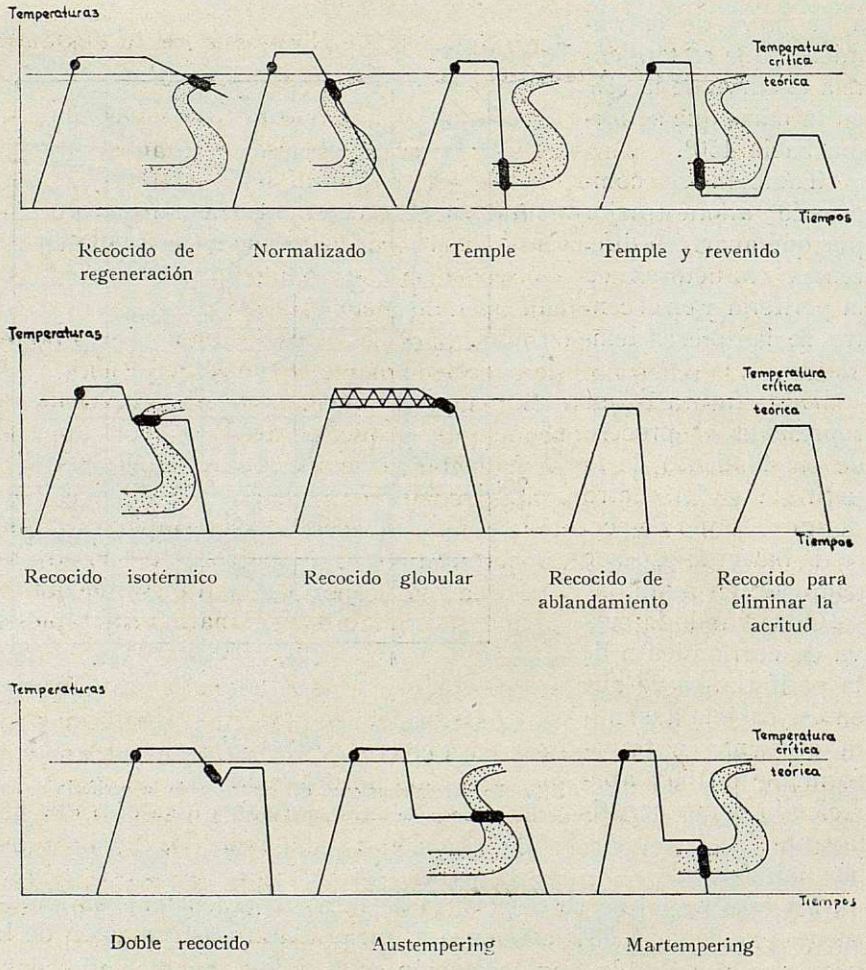


Figura 148

Representación esquemática de diversos tratamientos térmicos, empleando el diagrama de la curva de la «S».

También la curva de la «S» sirve para explicar el mecanismo de un tratamiento bastante utilizado en la industria: el temple in-

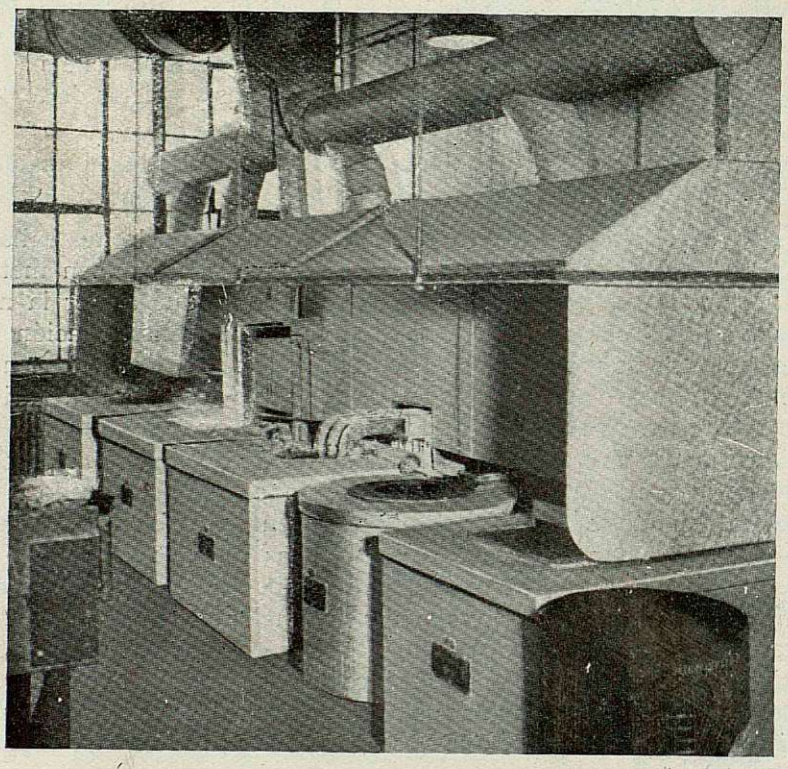
terrumpido primero en agua y luego en aceite. Con este tratamiento se evita la formación de perlita por ser la primera fase del enfriamiento muy rápida, y luego, cuando ocurre la transformación de la austenita en martensita, el enfriamiento es más lento (ya que esta segunda fase del enfriamiento se verifica en aceite), las tensiones que se crean son menores y se evitan las roturas y grietas de temple.

58. Un método para determinar la transformación de la austenita en la zona martensítica

Para estudiar el avance de la transformación de la austenita en la zona inferior martensítica, no se puede usar el examen metalográfico citado al principio de este capítulo, porque al ser la martensita el producto obtenido en el proceso de transformación que se estudia, no se puede diferenciar esta martensita, de la martensita que se obtiene como consecuencia del rápido enfriamiento final, que se emplea en el citado método metalográfico.

Para hacer esas determinaciones se ha usado mucho el procedimiento dilatométrico, pero recientemente el más empleado es el «método metalográfico de temple y revenido». El procedimiento consiste en tomar probetas muy pequeñas de $1 \times 1 \times 6{,}4$ mm. del acero a ensayar, que se calientan a temperaturas superiores a la crítica y se introducen rápidamente en un baño caliente a la temperatura del ensayo, manteniendo el acero a esa temperatura sólo el tiempo necesario para que alcance la temperatura del baño. No hace falta prolongar la permanencia, porque la transformación es casi instantánea (la austenita se transforma en martensita rapidísimamente).

La probeta, cuya microestructura estará entonces formada por martensita y austenita sin transformar, se pasa a otro baño que estará a más alta temperatura para efectuar el revenido. La duración y temperatura de esta etapa están limitados por dos condiciones: 1.ª, que la martensita obtenida se obscurezca suficientemente por la acción del revenido, y 2.ª, que la austenita, que está todavía sin transformar, no sufra ninguna transformación. Luego, desde esta temperatura, las probetas son enfriadas en agua. Como el revenido obscurece el producto transformado, puede distinguirse fácilmente de la austenita que antes estaba sin transformar y que después del enfriamiento en agua se transforma en martensita, que será muy poco atacada y quedará casi blanca. En el caso de que el porcentaje de producto transformado no se aprecie claramente en el examen microscópico, la determinación del avance de la transformación de la austenita se puede efectuar empleando los rayos X.



Hornos de sales para el tratamiento isotérmico en una fábrica de herramientas.

CAPITULO VI

INFLUENCIA DE DIVERSOS FACTORES EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS

Composición, tamaño de grano, tamaño de las piezas y medio de enfriamiento

59. Si se calienta una pieza de acero a una temperatura más elevada que la temperatura crítica superior y luego se enfría más o menos rápidamente, la velocidad de enfriamiento de cada uno de sus puntos es la que regula el fenómeno de temple.

En las zonas de la pieza en que la velocidad de enfriamiento es mayor que la velocidad crítica de temple, el acero templa, y no templará o el temple será imperfecto en las zonas en que el enfriamiento se verifique a velocidad inferior a la crítica de temple.

Los factores que intervienen en el temple del acero, pueden clasificarse en dos grupos:

En el primero se encuentran los que son inherentes a la calidad del material y determinan su velocidad crítica de temple. Los más importantes son: *la composición y el tamaño de grano*. El estado de la estructura microscópica en el momento anterior al temple, el grado de heterogeneidad de la austenita y la cantidad, naturaleza y distribución de las partículas que permanecen sin disolverse en ella, ejercen también cierta influencia en los procesos de temple.

Al segundo grupo pertenecen los factores que determinan la velocidad de enfriamiento de los diferentes puntos de las piezas, siendo los más importantes: *la forma y dimensiones de las piezas*, su estado superficial, la conductibilidad térmica del acero y el *medio empleado para el enfriamiento*.

60. Influencia de la composición

Conociendo la curva de la «S» de enfriamiento continuo de un acero, se puede determinar su velocidad crítica de temple, ya que es precisamente la correspondiente a la línea de enfriamiento tangente a la nariz de la curva de la «S». Cuando dicha curva presenta más

de un bucle o nariz, la velocidad crítica de temple queda determinada por la curva tangente, de enfriamiento más rápido (fig. 149 *e* y *f*).

Para conseguir un temple perfecto y una estructura totalmente martensítica, la velocidad de enfriamiento del acero deberá ser superior a la de la tangente citada anteriormente.

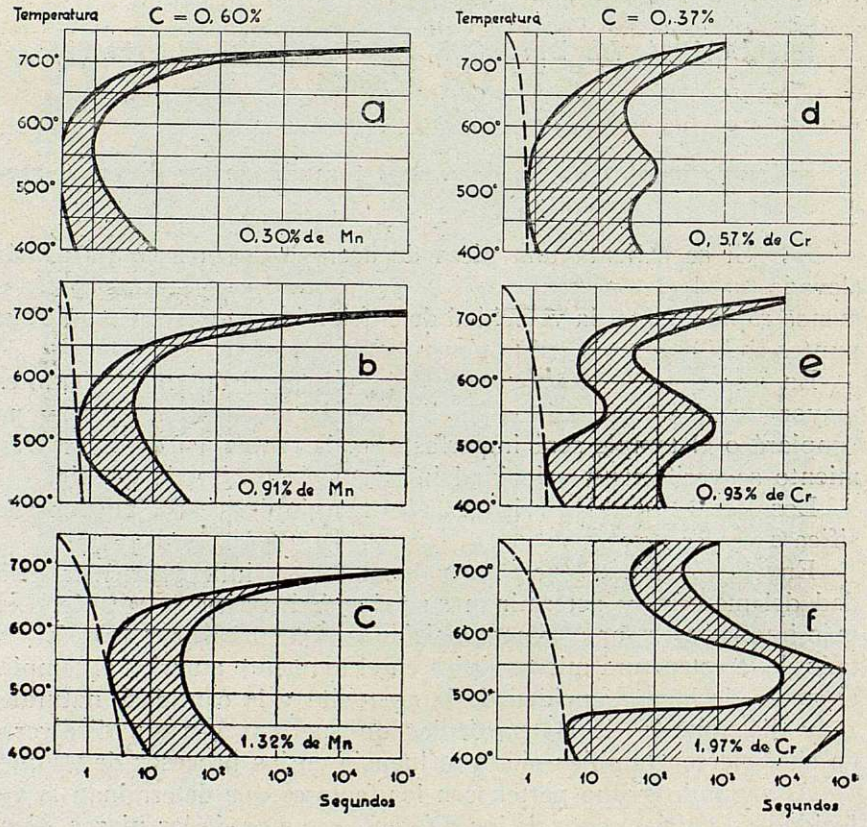


Figura 149

Curvas de la «S» de tres aceros de 0,60 % de carbono y contenidos variables de manganeso, y de tres aceros de 0,35 % de carbono y contenidos variables de cromo.

Aunque el estudio de las velocidades críticas de temple debe hacerse con ayuda de las curvas de la «S» de enfriamiento continuo, también las curvas de transformación isotérmica permiten preveer con bastante aproximación lo que ocurre en cada caso. Además, como en la actualidad se conocen las curvas de transformación isotérmica de la mayoría de los aceros y en cambio se han determinado muy pocas curvas de transformación continua, en adelante, a

pesar de no ser los razonamientos rigurosamente exactos, utilizaremos casi siempre curvas de transformación isotérmica para estudiar ciertos tratamientos y establecer algunas comparaciones de interés.

Las curvas de la «S» de la figura 149, por ejemplo, reflejan claramente la influencia que tiene la composición y el porcentaje de elementos de aleación sobre la velocidad crítica de temple. En esa figura se observa que las curvas de la «S» se desplazan hacia la derecha al aumentar el porcentaje de manganeso y cromo y por lo tanto, las velocidades críticas de temple disminuyen al aumentar el contenido de elementos de aleación.

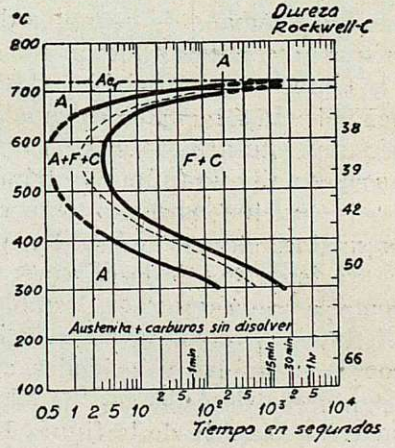


Figura 150

Curva de la «S» de un acero de grano fino de la siguiente composición: C=0,87 %; Mn=0,30 %; Va=0,30 %.

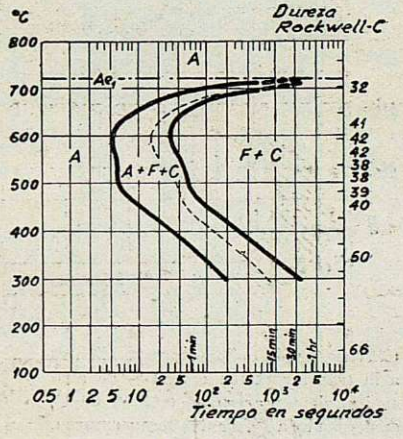


Figura 151

Curva de la «S» de un acero de grano grueso de la misma composición que el de la figura 150.

La influencia que los diversos elementos de aleación ejercen en el temple, es muy compleja y difícil de explicar en unas pocas líneas. Sin embargo, en general, todos ellos disminuyen la velocidad crítica de temple, siendo el manganeso y el molibdeno los que actúan con mayor intensidad, siguiendo luego, por orden decreciente de eficacia, el cromo, el silicio y el níquel.

61. Influencia del tamaño de grano

El tamaño de grano modifica, como se explicó en el capítulo anterior (núm. 55), la situación y forma de la curva de la «S», mo-

dificándose por lo tanto también, como es natural, las velocidades críticas de temple de los aceros de grano grueso son menores que críticas de temple de los aceros de grano grueso son menores que las velocidades de los aceros de grano fino.

En las figuras 150 y 151 se pueden ver las curvas de la «S» de dos aceros al carbono-vanadio, de la misma composición y de diferente tamaño de grano.

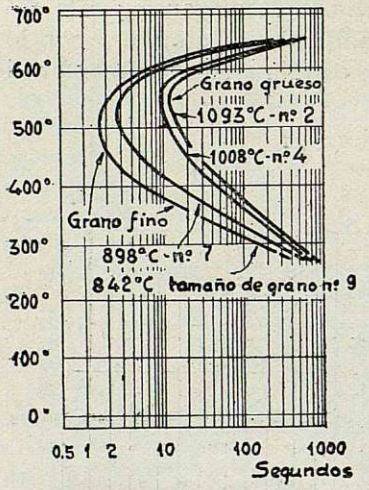


Figura 152

Curvas de la «S» correspondientes a la transformación del 50 % de austenita, de un acero de 0,63 % de C, austenizado a diferentes temperaturas.

En la figura 152 se puede observar también la influencia que tiene el tamaño de grano de un acero de 0,63 % de carbono. En este caso, la diferencia del tamaño de grano es debida a que las muestras fueron calentadas a temperaturas variables desde 842° a 1.093°. Las probetas calentadas a baja temperatura (842° y 898°) quedaron con grano fino (núm 9 y número 7), y las calentadas a alta temperatura, con grano grueso (núm. 2 y número 4). Las curvas de la «S» correspondiente a cada muestra, también son distintas, y como consecuencia, también lo serán las velocidades críticas de temple de cada uno de ellos. Las curvas de la «S» de la figura 152 corresponden a la transformación del 50 % de austenita.

62. Influencia del tamaño de las piezas

El volumen y espesor de las piezas tiene gran importancia en el temple de los aceros. Si estudiamos el enfriamiento en agua de un cilindro que ha sido calentado a alta temperatura, fácilmente se comprende que la capa exterior de acero, que está en contacto con el líquido, es la que se enfría primero y más rápidamente. La capa siguiente no se enfría con tanta rapidez, porque el calor no se transmite directamente al líquido, sino que debe atravesar antes la capa superficial del acero, y esta capa tiene una conductibilidad bastante limitada. Una tercera capa del acero, situada más hacia el centro, se enfría todavía más lentamente, pues cuanto más al interior se encuentra, la transmisión del calor, se hace cada vez con más difi-

TABLA VIII

ENFRIAMIENTO EN AGUA LIGERAMENTE AGITADA							
Diámetro en milimetros	Distancia a la periferia en mm.						
	0	10	20	30	40	50	60
200	139	10	3,4	2,6	2,3	—	—
150	186	15	6,7	3,8	3,—	2,7	2,6
100	250	21	10	8,3	6,—	4,7	—
50	333	36	21	—	—	—	—
25	361	50	—	—	—	—	—
	Velocidad de enfriamiento en grados por seg.						

Velocidades de enfriamiento que aproximadamente se consiguen a 704°, en redondos de acero de diversos diámetros templados desde 850° en agua ligeramente agitada.

TABLA IX

ENFRIAMIENTO EN ACEITE LIGERAMENTE AGITADO							
Diámetro en milimetros	Distancia a la periferia en mm.						
	0	10	20	30	40	50	60
200	16	3	2,4	2,2	—	—	—
150	17	5	2,9	2,6	2,4	2,2	2,1
100	19	9	5,3	3,9	3,2	2,7	—
50	28	16	11	—	—	—	—
25	50	31	—	—	—	—	—
	Velocidad de enfriamiento en grados por seg.						

Velocidades de enfriamiento que aproximadamente se obtienen a 704° en redondos de acero de diversos diámetros templados desde 850° en aceite ligeramente agitado.

cultad, ya que tiene que atravesar mayor capa de metal. Fácilmente se comprende también que las velocidades de enfriamiento en el interior de los perfiles delgados será mucho mayor que en los gruesos y que las velocidades de la superficie y del interior de los redondos de acero de diversos diámetros variarán mucho de unos casos a otros.

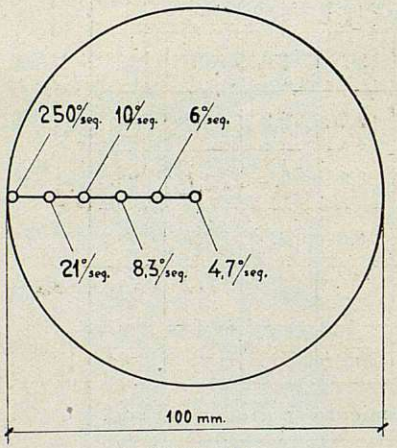


Figura 153

Velocidades de enfriamiento que se consiguen a 704° en diversos puntos de un redondo de acero de 100 m/m. de diámetro templado en agua ligeramente agitada.

La influencia de la masa en la velocidad de enfriamiento se puede ver en las tablas VIII y IX, en las que se señalan las velocidades de enfriamiento a 704°, que se consiguen aproximadamente en diversos puntos de los redondos de acero de varios diámetros, templados en agua y en aceite ligeramente agitados.

En la figura 153 se señalan las velocidades de enfriamiento en diversos puntos de la sección de un redondo de 100 m/m. templado en agua ligeramente agitada.

Observando todas estas cifras, se comprende claramente porqué en algunos casos las capas superficiales de una pieza se endurecen perfectamente, y en cambio otras zonas del interior, por enfriarse a velocidades menores, no templan.

63. Influencia del medio de enfriamiento

El medio de enfriamiento, junto con el tamaño y forma de las piezas, son como hemos señalado antes, los factores que deciden la velocidad de enfriamiento de las piezas de acero en los tratamientos térmicos.

Con el enfriamiento en agua salada muy agitada, se consiguen las mayores velocidades, y enfriando las piezas dentro del horno, se obtienen las menores.

Con enfriamientos en aceite, al aire, en sales, etc., se consiguen velocidades intermedias, pudiendo elegirse entre todos ellos el medio que mejor cumpla las condiciones de enfriamiento deseadas en cada caso.

En las figuras 154 y 155 se ve el proceso de enfriamiento de varios puntos de dos redondos de 50 m/m. templados en agua y aceite

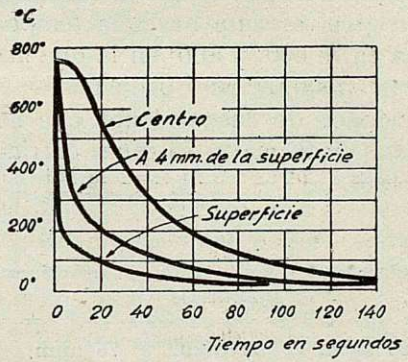


Figura 154

Curvas de enfriamiento de diversos puntos de un redondo de 50 m/m. templado desde 750° en agua agitada.

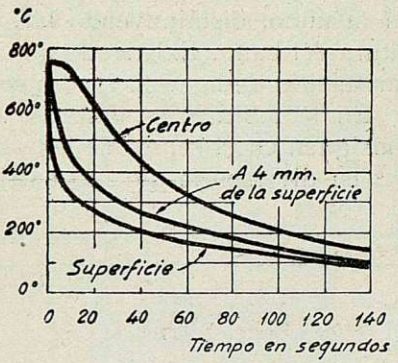


Figura 155

Curvas de enfriamiento de diversos puntos de un redondo de 50 m/m. templado desde 750° en aceite agitado.

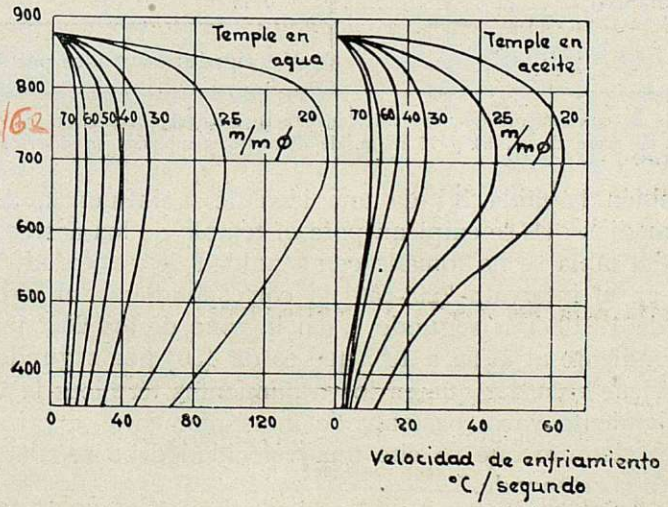


Figura 156

Velocidades instantáneas de enfriamiento a diversas temperaturas del centro de redondos de acero templados en agua y aceite muy agitados.

y en la figura 156 las velocidades instantáneas que se obtienen en el centro de redondos de diversos diámetros templados en agua y

aceite muy agitados. En esta última figura se observa que desde el comienzo del proceso va aumentando la velocidad de enfriamiento hasta la zona 730°-680°, aproximadamente, donde alcanza un máximo, disminuyendo luego progresivamente hasta la temperatura del baño. Existiendo una zona entre 600° y 800° en la que las variaciones de las velocidades son relativamente muy pequeñas.

En la tabla X se dan las velocidades de enfriamiento que se consiguen en el centro de los redondos de 25, 50 y 75 m/m. enfriados en diversos medios de enfriamiento.

TABLA X

ENFRIAMIENTO	DIÁMETROS		
	25 m/m.	50 m/m.	75 m/m.
Agua agitada	56	15	7
Aceite agitado	27	10	5
Corriente de aire	1,8	0,9	0,6
Aire tranquilo	0,85	0,4	0,3
	Velocidades en grados por segundo		

Velocidades de enfriamiento que aproximadamente se consiguen a 570° en el centro de redondos de acero de 25, 50 y 75 m/m. de diámetro, templados en diversos medios.

También la tabla XI da una idea de la influencia de los diversos medios que se emplean para el temple de los aceros.

En esa tabla se ha tomado como unidad de velocidad de enfriamiento en el intervalo 720°-550° la correspondiente al agua a 18°, que es de 1.810° por segundo, y en la zona de los 200° también la correspondiente al agua a 18°, que es de 450° por segundo.

Conviene recordar que en los tratamientos térmicos la velocidad de enfriamiento varía bastante de unos momentos a otros, y por lo tanto, siempre que se cite una velocidad debe señalarse a qué momento corresponde.

En la figura 156, por ejemplo, se ve que el centro del redondo de 20 m/m., templado en agua muy agitada, tendrá a 850° una velocidad de enfriamiento de 80° por segundo; a 800°, 140° por segundo; a 700°, 152° por segundo, y a 400°, 82° por segundo.

Otras veces se señala la velocidad media de enfriamiento en un intervalo de temperatura determinado, así por ejemplo, en el caso anterior la velocidad media en el intervalo 700°-400° es de 117°

por segundo. Cuando no se indica a qué momento corresponde una determinada velocidad, suele sobreentenderse que es la media en el intervalo 725°-500°. En el Capítulo VIII, al hablar de las veloci-

TABLA XI

MEDIO DE ENFRIAMIENTO	Velocidad relativa de enfriamiento en el intervalo	
	720°-550°	200°
Solución acuosa con 10 % de ClLi	2,07	1,04
Solución acuosa con 10 % de Na OH	2,06	1,36
Solución acuosa con 10 % de ClNa	1,96	0,98
Solución acuosa con 10 % de CO_3Na_2	1,38	1,09
Solución acuosa con 10 % de SO_4H_2	1,22	1,49
Agua a 0°	1,06	1,02
Agua a 18°	1,00	1,00
Mercurio	0,78	1,09
Agua a 25°	0,72	1,11
Aceites	0,25-0,15	0,05-0,15
Agua con jabón	0,07	1,16
Agua a 75°	0,047	1,31
Agua a 100°	0,044	0,71
Aire	0,028	0,007
Vacío	0,011	0,004

Velocidades relativas de enfriamiento de una bola de 4 m/m. templada desde 850° en diferentes medios.

dades de enfriamiento en el ensayo Jominy, se vuelve a estudiar este asunto con bastante detalle.

ESTUDIO DE LAS ESTRUCTURAS MICROSCÓPICAS QUE SE OBTIENEN EN LOS TRATAMIENTOS DE LOS ACEROS AL VARIAR LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO.—La influencia de la velocidad de enfriamiento, que se consigue en los tratamientos de las piezas de acero, como consecuencia del empleo de diferentes medios de enfriamiento, se puede estudiar con bastante claridad con ayuda del diagrama de transformaciones en el enfriamiento continuo. En la figura 157 se señala el correspondiente a un acero cromo-níquel-molibdeno, que nos servirá como ejemplo.

En las operaciones de recocido se emplean, generalmente en los talleres, velocidades de enfriamiento inferiores a 20° por hora, y las curvas de enfriamiento del acero representativas de esos tratamientos llevadas sobre el diagrama de la figura 157, quedarán por

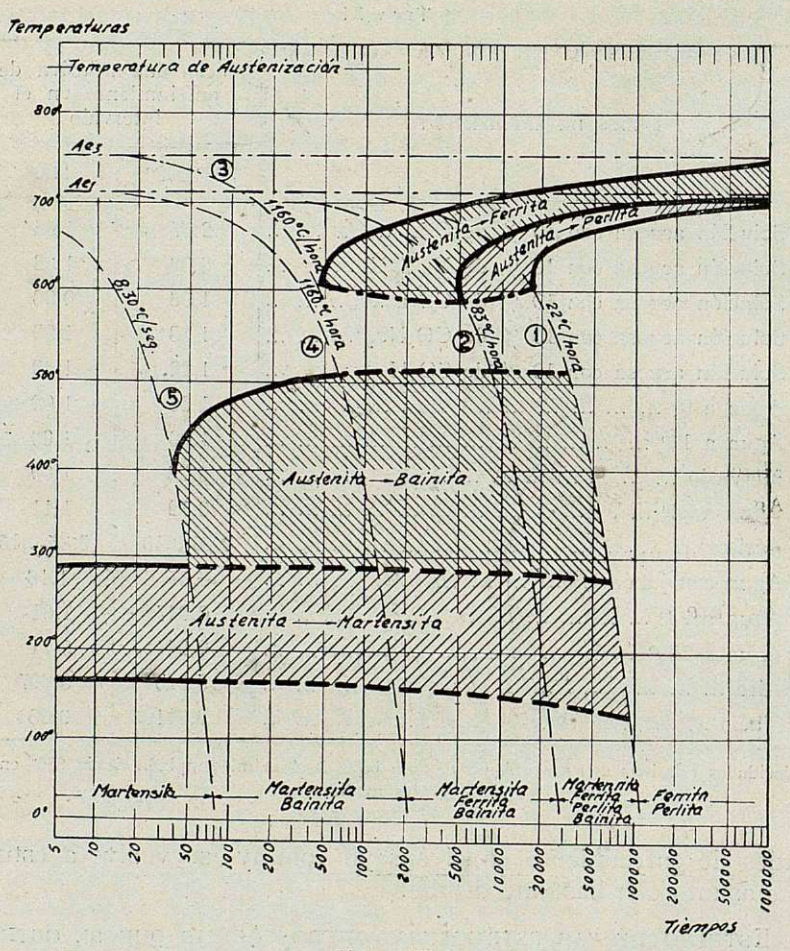


Figura 157

Utilización de la curva de la «S» de enfriamiento continuo de un acero de: C=0,40 %; Mn=0,67 %; Cr=0,71 %; Ni=1,82 %; Mo=0,33 %, para el estudio de las transformaciones que ocurren en diversos procesos de enfriamiento.

encima y a la derecha de la curva núm. 1, obteniéndose al final del tratamiento ferrita y perlita, quedando el material con poca dureza.

Con velocidades de 22° a 83° por hora, que corresponden a enfriamientos un poco rápidos dentro del horno, las curvas de enfria-

miento, atraviesan los campos de la ferrita, perlita, bainita y martensita (zonas comprendidas entre las curvas núms. 1 y 2).

En los procesos de enfriamiento correspondiente a esas velocidades, la austenita comenzará a transformarse primero en ferrita; luego, al cortar la línea representativa del enfriamiento del acero, a la zona de perlita, se inicia la formación de este constituyente. Al continuar el enfriamiento, como antes de terminarse la transformación total de la austenita en perlita, la curva del acero sale del campo de la perlita, una parte de esa austenita se transformará en bainita y al alcanzar el acero la temperatura de nacimiento de la martensita, todavía quedará algo de austenita, que se transformará en martensita. Como resultado final de la transformación, obtendremos en la estructura del acero: ferrita, perlita, bainita y martensita.

En los normalizados se obtienen generalmente velocidades variables desde 100° a 30.000° por hora y las curvas de enfriamiento de estos procesos se hallan comprendidas entre las curvas 2 y 5.

Para velocidades de 83° a 1.160° por hora (zona comprendida entre las curvas núms. 2, 3 y 4), ya no se atraviesa el campo de la perlita, y la microestructura estará compuesta por ferrita, bainita y martensita. Estas velocidades se obtienen en piezas de bastante espesor, normalizadas.

Con velocidades comprendidas entre 1.160° y 30.000° por hora (8,3° por segundo), que son las que aproximadamente se obtienen en el interior de las piezas de 200 a 70 m/m. de espesor enfriadas en aceite y en perfiles muy delgados enfriados al aire, las curvas de enfriamiento quedan en el espacio comprendido entre las curvas núms. 4 y 5, ya no se obtiene ferrita y la estructura final está formada por bainita y martensita. Con velocidades superiores a 30.000° por hora (8,3° por segundo), la estructura que se obtiene es totalmente martensítica, siendo esta velocidad de 8,3° por segundo la velocidad crítica de temple de este acero.

Por lo tanto, si el acero se enfría con velocidades de 10°, 20°, 100° ó 200° por segundo, que son velocidades superiores a la crítica, el acero templa, y en cambio, si las velocidades son de 5°, 3° ó 1° por segundo, el temple será imperfecto y además de martensita aparecen en la estructura otros constituyentes más blandos.

64. Características de los procesos de enfriamiento en el temple de los aceros

Para conocer la influencia que sobre el temple ejercen los diferentes medios de enfriamiento, es muy interesante estudiar las diversas etapas que se presentan en estos procesos.

Pilling y Lynch al determinar las curvas de enfriamiento del

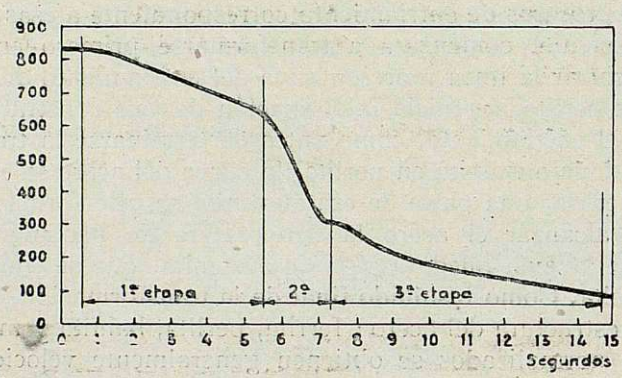


Figura 158

Curva de enfriamiento del centro de un cilindro de poco diámetro templado en agua caliente a 76°, determinada por Pilling y Lynch.

acero empleando diversos medios refrigerantes, estudiaron las variaciones que experimentan los poderes de enfriamiento de los líquidos en los procesos de temple en función de la temperatura del acero. Sus observaciones, que son muy interesantes revelan la existencia de tres mecanismos muy diferentes de disipación del calor, que también han sido comprobados por Sperth y Lange, y que se explican a continuación.

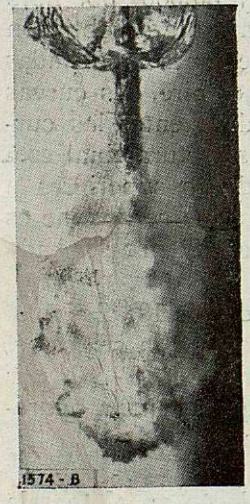


Figura 159

Capa de vapor formada alrededor del acero al ser introducido éste a 850° en agua salada.

En la figura 158 puede verse una curva muy típica de enfriamiento, que corresponde a un cilindro de acero de poco diámetro, templado en agua a 76°. Se puede observar que la velocidad de enfriamiento, que al principio es lenta, va aumentando, alcanza un máximo y luego disminuye, llegando por fin a igualarse la temperatura del acero y la del líquido, advirtiéndose tres fases muy señaladas, cuyas características explicaremos a continuación.

PRIMERA ETAPA.—Cuando el acero es introducido en el líquido, como su temperatura es muy alta, se forma una capa de vapor que

rodea el metal y el enfriamiento se hace *por conducción y radiación a través de la capa gaseosa*. El enfriamiento en el comienzo de esta fase es relativamente lento, influyendo en ello principalmente la temperatura y el punto de ebullición del líquido y también la conductibilidad del vapor.

SEGUNDA ETAPA.—Cuando desciende la temperatura de la superficie del metal, la película de vapor va desapareciendo. Sin em-

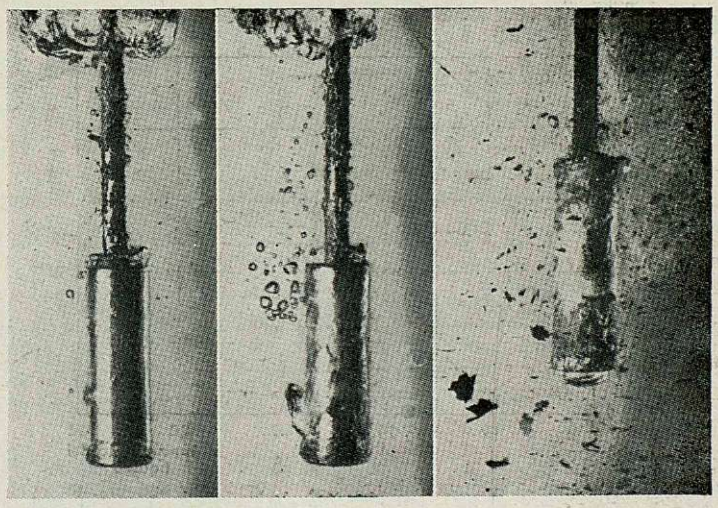


Figura 160

Al ser introducida la pieza, comienza a formarse vapor y se desprenden burbujas que suben a la superficie. A los dos segundos la acción es tan violenta que rompe y separa la cascarilla del acero.

bargo, el líquido hierve todavía alrededor de las piezas y se forman muchas burbujas que rodean el acero. Estas burbujas son transportadas por gravedad y por corrientes de convección. El vapor se va separando de la superficie de la pieza y va siendo reemplazado por líquido. Esta es la etapa de más rápido enfriamiento y es llamada de *enfriamiento por transporte de vapor*. En ella influyen el calor de vaporización y la viscosidad del líquido, y la agitación del baño o de la pieza.

TERCERA ETAPA.—Esta última etapa comienza cuando la temperatura de la superficie del metal es más baja que la temperatura de ebullición del líquido de temple y se presenta generalmente por debajo de 300°. Entonces, como no hay vapor, el enfriamiento lo hace *el líquido por conducción y convección*, siendo entonces ya la diferencia de temperatura, entre la superficie y el medio refrigerante, pequeña. Esta etapa se llama de enfriamiento por líquido y es más lenta que las anteriores, dependiendo su importancia de la conductibilidad térmica del líquido y de su grado de agitación.

Por lo tanto, las propiedades que más influyen en el poder templante de los líquidos son: su temperatura de ebullición, su conductibilidad térmica, su viscosidad, su calor específico y su calor de vaporización.

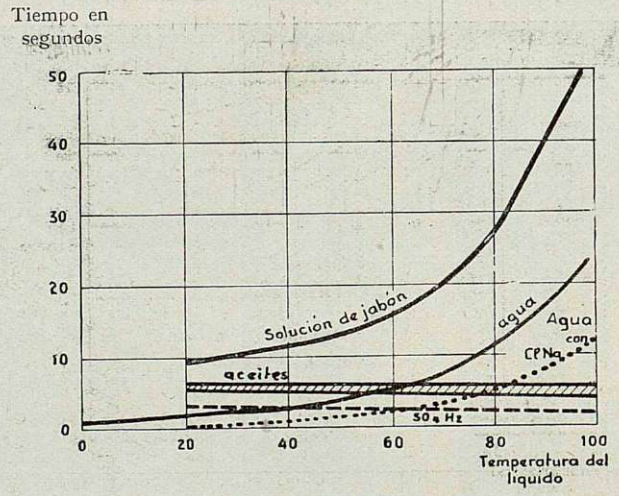


Figura 161

Duración de la fase de vapor, en el temple de los aceros, en función de la temperatura del líquido.

La temperatura de ebullición es muy importante en la primera etapa, el calor de vaporización en la segunda y la conductibilidad térmica en la tercera. La viscosidad también influye en la velocidad de enfriamiento en la segunda y tercera etapa.

En las figuras 161 y 162 se ve que en las soluciones acuosas, la duración de la primera fase depende de la temperatura del líquido, y como para conseguir que los aceros templen, esta fase debe ser lo más corta posible para evitar que en la zona de los 650° a 500 (correspondiente a la nariz de la «S») se formen estructuras blandas,

se comprende la necesidad de que el agua no se caliente ni pase de los 30°. Cuando el agua está caliente, se prolonga demasiado el enfriamiento por vapor y aparecen puntos blandos. En la misma figura 161 se ve también la influencia tan perjudicial que ejerce el jabón en solución en el agua.

Se puede apreciar también la ventaja de la adición del ClNa al agua y el excelente comportamiento de los aceites y del ácido sulfúrico. Este ácido conserva a todas las temperaturas, la fase de enfriamiento de vapor relativamente corta, por lo que teóricamente

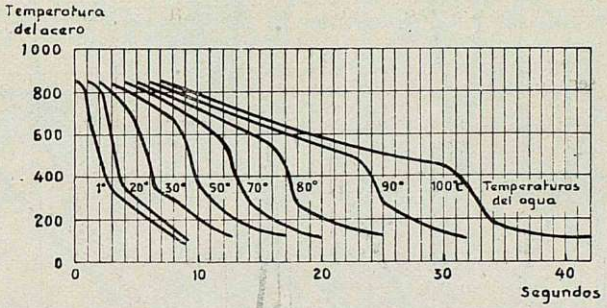


Figura 162

Curvas de enfriamiento del centro de varios cilindros de 25 mm. de diámetro, templados en agua a diversas temperaturas.

es el mejor de todos, pero su gran poder corrosivo impide su utilización.

En la figura 163 se ve la conveniencia de usar agua con cloruro sódico (sal común) o hidróxido sódico (sosa cáustica) en solución, cuando se quiere evitar la aparición de puntos blandos en la superficie de los aceros de herramientas o aceros de cementación templados. Se observa que el porcentaje de puntos blandos, disminuye al descender la temperatura del baño de 60° a 30° y que también, las superficies blandas son mínimas para concentraciones de 9 % de cloruro sódico y de 3 a 15 % de hidróxido sódico.

Empleando aceite, la primera fase de vapor es menos decisiva que en el agua, ya que el aceite se suele utilizar siempre para aceros que tienen velocidades críticas de temple relativamente bajas. La segunda etapa tiene en el aceite bastante importancia. Es interesante destacar que el enfriamiento es más rápido en aceite caliente que en aceite frío, debido a que al elevarse la temperatura, el aceite se vuelve más fluído y la transmisión del calor se efectúa mucho mejor.

Observando en la figura 164 las curvas de enfriamiento de una esfera de acero calentada a 800° y enfriada luego en diferentes medios, se comprende la ventaja de emplear aceite de colza y los baños

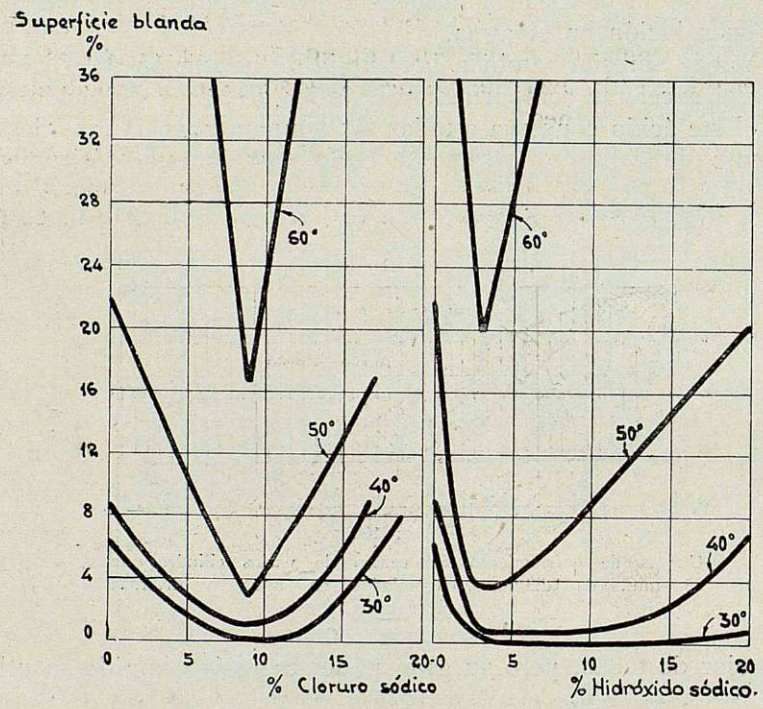


Figura 163

Influencia del contenido de cloruro sódico (sal común) y de hidróxido sódico (sosa cáustica) en el agua, sobre el porcentaje de puntos blandos en la superficie de los aceros templados.

de sales fundidas, en lugar de los aceites ordinarios, por conseguirse con ellos las condiciones ideales del temple que son : enfriamiento rápido en las primeras etapas y lento en la última.

65. Elección del medio de temple

Para obtener en el temple de los aceros los mejores resultados, conviene utilizar el medio de enfriamiento menos enérgico que sea capaz de comunicar al acero una velocidad de enfriamiento superior a la crítica. De esta forma, se consigue una estructura totalmente martensítica, la máxima dureza compatible con su composición y se

evitan en lo posible las grietas y deformaciones. En los enfriamientos rápidos siempre existe el peligro (independientemente de la composición del acero) de que se creen tensiones, debido al desigual enfriamiento de las piezas, ya que la periferia se enfría rápidamente, mientras en el corazón el acero está todavía a elevada temperatura. En los enfriamientos lentos, en cambio, la temperatura es más uniforme en toda la masa de las piezas, y son menos frecuentes las grietas y deformaciones.

Antiguamente el temple se efectuaba siempre por enfriamiento rápido de los aceros en agua ; entonces se empleaban exclusivamente los aceros al carbono, con el inconveniente de que cuando las

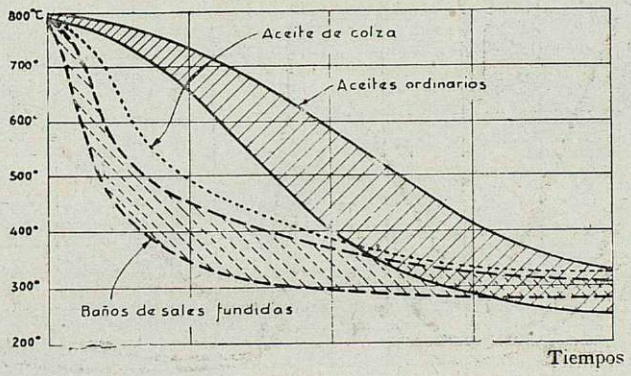


Figura 164

Curvas de enfriamiento correspondientes al centro de una esfera, enfriada en diferentes líquidos de temple.

piezas eran complicadas aparecían con frecuencia deformaciones y grietas. Cuando los perfiles eran delgados e irregulares, tampoco se podían enfriar bruscamente porque se agrietaban. Entonces se enfriaban en aceite o por otros procedimientos, pero a veces no se conseguía la dureza deseada.

A mediados del siglo XIX se inventaron los aceros especiales, en los que debido a la presencia de ciertos elementos, como el cromo, níquel, tungsteno, etc., las velocidades críticas de temple son muy bajas y se pueden obtener con ellos gran dureza, aunque el enfriamiento no se haga muy rápidamente. Estos aceros aleados se templan generalmente en aceite o en baños de sales.

Como la gran diversidad de aceros que existen en la actualidad, crea con frecuencia dudas, sobre el medio de enfriamiento más con-

veniente, hay que guiarse siempre por las recomendaciones de las acererías o por el análisis y dimensiones de las piezas.

Las velocidades críticas de temple varían bastante de unos aceros a otros. Los aceros al carbono exigen las mayores velocidades, que son aproximadamente, para 0,50 % de C, 350° por segundo para 0,80 % de C, 200° por seg. En cambio, los aceros especiales tienen velocidades de temple más pequeñas. Así, por ejemplo, la de un acero para brocas de bajo contenido en tungsteno es, aproximadamente, de 35° por segundo.

En general, se templan en agua todos los aceros al carbono en piezas de más de 5 ó 10 m/m. de espesor y también los aceros de

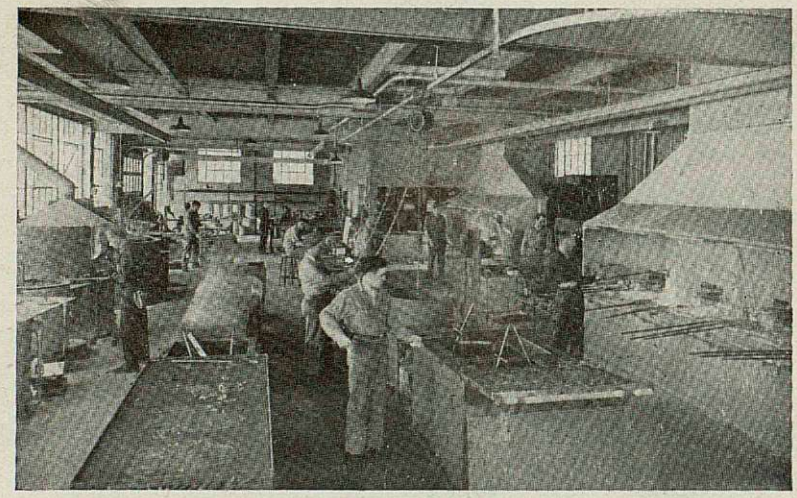


Figura 165

Un taller de tratamientos térmicos de una empresa dedicada a la fabricación de herramientas.

poca aleación en espesores superiores a 25 m/m. Debe utilizarse agua a 15° ó 20°, no debiendo sobrepasar la temperatura de 30°. En aceite se pueden templar los perfiles inferiores a 5 ó 10 m/m. aproximadamente de los aceros antes citados y todos los de alta aleación. Con aceite caliente entre 30° y 60° se obtienen los mejores resultados. Al aire, por fin, se templan los aceros de muy alta aleación.

Aunque siempre los fabricantes señalan en sus catálogos el medio de enfriamiento que debe emplearse para el temple de cada acero, conviene recordar que muchas veces hay excepciones a las

normas generales que suelen dar. Así, por ejemplo, aunque un acero al carbono de 1,10 % de C es típico para el temple al agua, cuando hay que templar una herramienta de menos de 3 m/m. de espesor fabricada con ese acero, conviene enfriarla en aceite, porque se alcanzará la dureza deseada y el peligro de que aparezcan grietas es menor que templando en agua. Un acero cromo-vanadio de 1 % de carbono, 1,50 % de cromo y 0,20 % de vanadio, que es de temple en aceite, se templará en agua cuando se utilice para herramientas de 100 y 200 m/m. de espesor, que deban de quedar con una dureza superior a 60 Rocwell-C. Todo esto ocurre por la necesidad de rebasar la velocidad crítica de temple y porque en estos casos extremos de piezas muy delgadas o muy gruesas, las velocidades de enfriamiento que se consiguen son bastante diferentes de las que generalmente se suelen considerar como normales y que corresponden casi siempre a piezas de 25 a 50 m/m. de diámetro, que son a las que se suelen referir los catálogos.

66. Medios de enfriamiento más empleados en el temple de los aceros

AGUA.—Debe evitarse que el agua se caliente durante el temple. Conviene que la temperatura del agua oscile entre 15° y 20°, pues si la temperatura es superior a 30°, se prolonga exageradamente la primera etapa del enfriamiento (fig. 162), lo que es un gran inconveniente, porque con ello disminuye la velocidad de enfriamiento en la zona 750°-500° y se favorece, sobre todo en los aceros de poco poder templante, la formación de estructuras blandas.

ACEITE.—Se suelen emplear aceites animales, vegetales y minerales.

Antiguamente se usaban sólo aceites de los dos primeros grupos y entre ellos los aceites vegetales, y sobre todos el aceite de colza era el preferido.

También se empleaban los aceites de pescado, ballena, etc., pero sólo en circunstancias excepcionales de escasez. Los aceites animales y vegetales con el uso continuo a temperaturas de 50° a 125° se descomponen, espesan y se vuelven gomosos dando temples bastante irregulares. Además suelen resultar caros y de olor desagradable.

Los mejores aceites para el temple son los aceites minerales obtenidos en la destilación fraccionada del petróleo, preparando ya en la actualidad muchas destilerías algunos tipos, especialmente fabricados para el temple de los aceros.

Un buen aceite de temple debe poseer las siguientes propiedades:

1.° *Su viscosidad* debe estar comprendida entre ciertos límites. Si el aceite es demasiado viscoso, la película de aceite próxima a la superficie del metal tiende a carbonizarse, porque las corrientes de convección son muy lentas. Esa carbonización disminuye el poder refrigerante del aceite y limita su utilización. Si la viscosidad es baja, el aceite se adhiere menos a las piezas, pero se volatiliza rápidamente con la consiguiente pérdida de líquido. Por lo tanto, la viscosidad debe estar comprendida entre ciertos límites que a

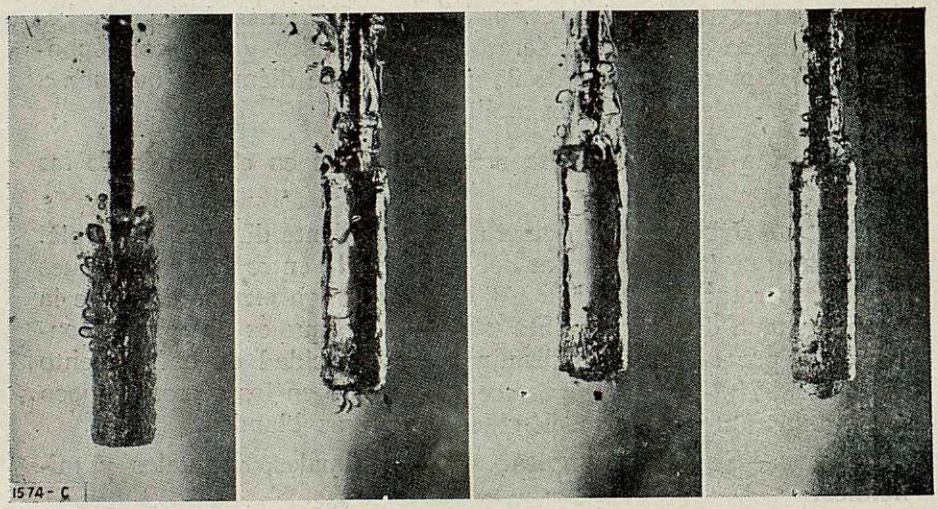


Figura 166

Se forman rápidamente burbujas de vapor, que al subir a la superficie envuelven la periferia de la pieza de acero.

la temperatura ambiente son de 5° a 9° Engler, y a 50° son de 2° a 4° Engler.

Con el uso, la viscosidad del aceite aumenta, llegando algunas veces después de varios meses de empleo a 15° ó 30° Engler a la temperatura ambiente, siendo necesario evitar el uso de aceites de estas características.

2.° *La volatilidad* no debe ser demasiado elevada porque se pierde aceite con el uso y se espesa el baño, con la consiguiente pérdida en la velocidad de enfriamiento.

Además, un aceite volátil, al ponerse en contacto con el metal caliente, desprende numerosas burbujas y se forma mucho vapor alrededor de las piezas, disminuyendo la velocidad de enfriamiento y prolongándose la fase de enfriamiento con vapor, que suele dar lugar a la aparición de puntos blandos.

3.° *Las temperaturas de inflamación y combustión* deben ser lo más elevadas posible, para evitar excesivo humo en el taller y también el peligro de que se inflame el baño.

En los aceites corrientes la temperatura de inflamación suele oscilar entre 180° y 275° y la de combustión entre 200° y 325°, considerándose las de 215° y 275° como satisfactorias.

4.° Deben tener *gran resistencia a la oxidación*. En los últimos años las refinerías de petróleo han logrado producir aceites que, con relativa baja viscosidad, tienen gran resistencia a la oxidación. Por selección del aceite crudo se pueden fabricar aceites con una cantidad muy pequeña de hidrocarburos poco estables, que resisten en caliente mucho mejor que los demás la oxidación por el oxígeno del aire. Los ensayos de pérdida por evaporación y de aumento de la viscosidad son los que mejor califican la calidad de los aceites de temple. Hay normas establecidas para hacer estos ensayos y suelen utilizarse calentamientos de seis a doce horas a 65°, 93° y 121° (150-200-250° F) y 200° C. Empleando las temperaturas más altas y grandes volúmenes de aire se puede reducir la duración de los ensayos.

En la figura 166 se ven cuatro fases del temple de una pieza de acero en aceite.

Plomo.—Desde hace bastantes años se emplea este metal fundido para el temple. Las aplicaciones más generales son el temple de herramientas de aceros especiales y el temple de muelles. También se utiliza para el temple del alambre «cuerda de piano». En esos casos se introduce el acero caliente en plomo fundido y allí se enfriará hasta la temperatura que tenga el baño, que suele oscilar entre 350° y 600°.

El plomo posee una gran conductibilidad, por lo cual el calentamiento del baño se hace bastante rápidamente y también enfría con relativa rapidez las piezas que se templan.

Su elevado peso específico es un inconveniente, pues las piezas flotan y hay que preparar dispositivos especiales para que se introduzcan en el baño. Como el plomo se oxida fácilmente, hay que evitar que la superficie del baño esté en contacto con la atmósfera, cubriéndolo con pequeños trozos de carbón vegetal.

MERCURIO.—Para el temple de piezas muy delicadas, como instrumentos de cirugía, etc., o para piezas de gran dureza, se empleaba algunas veces el mercurio, pero su elevado peso específico y precio limitan sus aplicaciones, por lo que en la actualidad casi no se emplea.

SALES FUNDIDAS.—En estos últimos tiempos se van utilizando cada día más y van desplazando a los baños de plomo. Son mezclas de sales que funden a baja temperatura y que sirven como medio de enfriamiento en el temple de gran número de piezas, como engranajes, troqueles, calibres, muelles, etc.

Tabla XII

SALES	Temperatura de fusión
Cloruro bárico	961°
Carbonato potásico	890°
Fluoruro potásico	879°
Carbonato sódico	851°
Cloruro sódico	804°
Cloruro potásico	775°
Cloruro cálcico	773°
Cianuro potásico	634°
Cianuro sódico	563°
Hidróxido potásico	379°
Nitrato potásico	332°
Hidróxido sódico	317°
Nitrato sódico	307°
Nitrito potásico	296°
Nitrito sódico	271°
Nitrato litio	254°

Temperaturas de fusión de diversas sales.

Suelen prepararse a base de nitratos, nitritos, cloruros y cianuros alcalinos.

Aunque para el enfriamiento del acero desde las temperaturas de austenización se emplean únicamente sales con temperaturas de fusión relativamente bajas, damos en las tablas XII y XIII unas listas bastante completas de las sales y mezclas de sales más uti-

lizadas para los tratamientos térmicos de los aceros, con sus temperaturas de fusión correspondientes.

Las sales de los grupos L, I y H, de la tabla XIII, son neutras y ejercen muy poca influencia química sobre la superficie del acero. En cambio, las del grupo C son carburantes y serán estudiadas en el capítulo XII, en el que se trata de la cementación.

Para el temple isotérmico algunas de las mezclas más utilizadas para el enfriamiento de los aceros son : la mezcla de 56 % de nitrato potásico (NO_3K) y 44 % de nitrito sódico (NO_2Na), que fun-

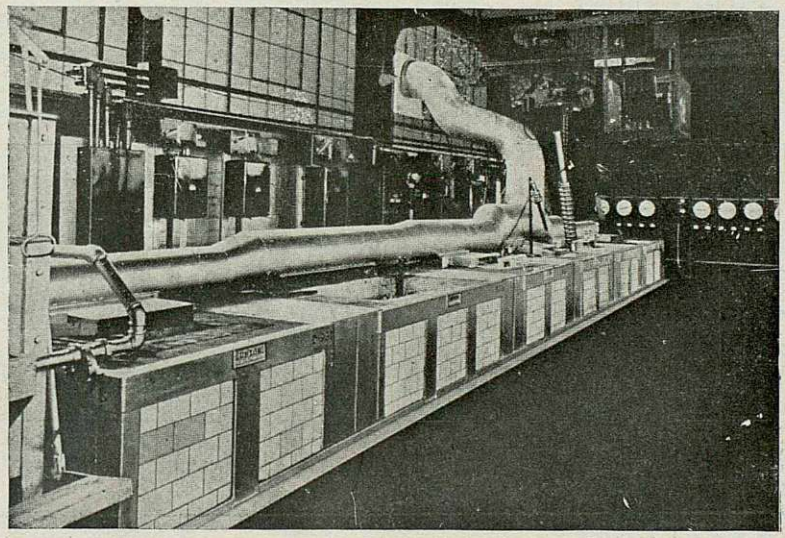


Figura 167

Conjunto de hornos de sales, para tratamientos térmicos de los aceros.

de a 147° y puede utilizarse desde 160° ; la mezcla de 51,3 % de nitrato potásico y 48,7 % de nitrato sódico (NO_3Na), que funde a 217° y puede usarse desde 245° ,y la mezcla de 55 % de cloruro potásico (ClK) y 45 % de cloruro sódico (ClNa), que funde a 659°.

Para el calentamiento del acero rápido para el temple, suelen utilizarse las sales H-1 y H-2.

Como las densidades de los baños de sales son bajas, se pueden dejar las piezas colgadas o sobre rejillas, no siendo necesario emplear como en el plomo dispositivos especiales para evitar que los objetos floten.

TABLA XIII

Designación	PORCENTAJE EN PESO										Temperatura de fusión	Zona de temperatura de uso recomendable
	NaCl Cloruro sódico	KCl Cloruro potásico	$BaCl_2$ Cloruro bárico	$NaNO_3$ Nitrato sódico	$NaNO_2$ Nitrito sódico	KNO_3 Nitrato potásico	$CaCl_2$ Cloruro cálcico	NaCN Cianuro sódico	Na_2CO_3 Carbonato sódico	KCN Cianuro potásico		
L-1	—	—	—	—	40 50	50 60	—	—	—	—	140	160 650
L-2	—	—	—	40 50	—	50 60	—	—	—	—	220	260 630
L-3	—	—	—	96 min	—	—	—	—	—	—	370	400 650
L-4	30 40	—	—	—	—	—	—	15 40	30 50	—	549	620 815
L-5	15 25	—	25 35	—	—	—	45 55	—	—	—	480	510 760
I-1	45 55	45 55	—	—	—	—	—	—	—	—	675	735 898
I-2	15 25	20 30	50 60	—	—	—	—	—	—	—	595	675 925
I-3	20 30	—	70 80	—	—	—	—	—	—	—	705	760 925
I-4	10 20	—	80 90	—	—	—	—	—	—	—	760	815 1095
H-1	—	—	98 min	—	—	—	—	—	—	—	980	1035 1340
H-2	4 8	—	92 96	—	—	—	—	—	—	—	870	955 1260
C-1	4 max	—	—	—	—	—	—	96 min	4 max	—	620	785 955
C-2	—	—	—	—	—	—	—	—	4 max	96 min	620	785 955
C-3	—	5 10	40 50	—	—	—	—	35 40	—	—	620	840 955
C-4	15 25	—	—	—	—	—	—	45 50	20 30	($BaCO_3$)	620	815 955
C-5	20 30	—	15 25	—	—	—	—	30 40	20 30	—	620	785 895
C-6	10 15	—	—	—	—	—	—	70 80	10 15	—	620	815 955
C-7	15 25	—	—	—	—	—	—	60 70	15 25	—	620	815 955
C-8	40 50	—	—	—	—	—	—	40 50	5 10	—	620	815 955
C-9	—	60 70	—	—	—	—	—	30 40	—	—	495	525 675
C-10	—	—	—	—	—	—	—	55 65	—	35 45	495	525 675

Composiciones, temperaturas de fusión y de utilización de diversas sales.

CAPITULO VII

TEMPLABILIDAD O PENETRACION DE TEMPLE

67. La dureza que se obtiene en el temple de los aceros y la templabilidad o penetración de temple, son dos características que se confunden con mucha frecuencia y que, sin embargo, conviene diferenciar con claridad.

Si templamos varias clases de aceros, podemos ver que unos se endurecen más y otros menos. También vemos que la penetración de la dureza hacia el interior es también unas veces mayor que

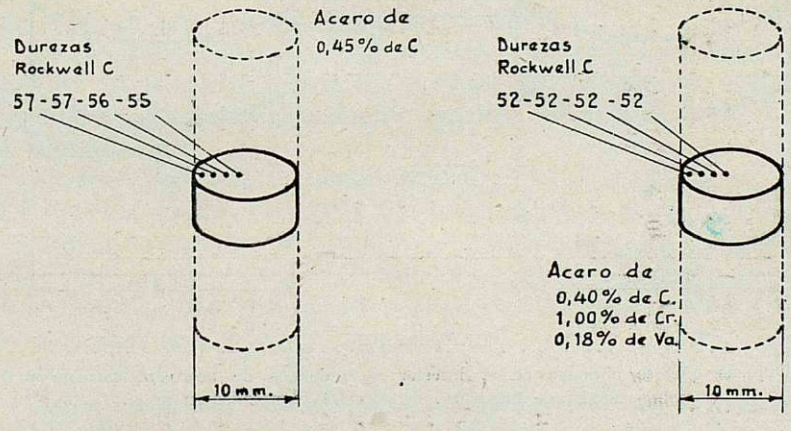


Figura 168

Durezas que se obtienen en el interior de redondos de acero al carbono y acero cromo-vanadio de 10 m/m. de diámetro templados en agua.

otras. *La dureza* es la resistencia que opone el material a la penetración, y *la templabilidad* viene determinada por la profundidad y distribución de la dureza en el interior de las piezas.

Para aclarar estos conceptos, estudiaremos lo que sucede al ensayar dos aceros, uno ordinario sin aleación con 0,45 % de carbono y otro aleado con cromo y vanadio de 0,40 % de C, 1 % de Cr y 0,18 % de Va.

Si templamos en agua una varilla de 10 mm. de diámetro de cada uno de esos dos aceros, obtendremos en una sección transversal del exterior al interior las siguientes durezas: acero al carbono 57-57-56 y 55 Rockwell C; acero cromo-vanadio 52-52-52 y 52 Rockwell C (fig. 168).

Si templamos redondos de 100 mm. de diámetro de los mismos aceros, obtenemos resultados muy diferentes (fig. 169). Ahora la dureza disminuye muy rápidamente del exterior al interior en el acero al carbono, y en cambio, se conserva más uniforme en el acero

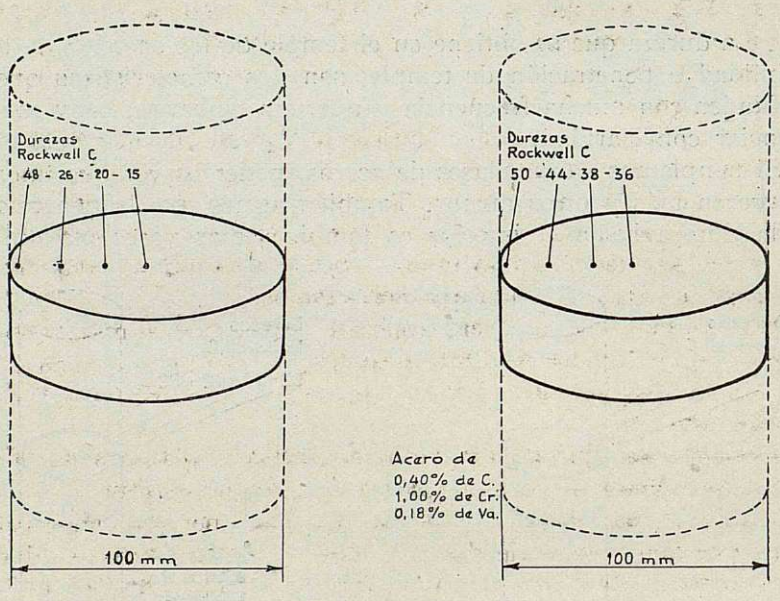


Figura 169

Durezas que se obtienen en el interior de redondos de acero al carbono y cromo-vanadio de 100 m/m. de diámetro templados en agua.

cromo-vanadio. Los resultados obtenidos son los siguientes: acero al carbono, 48-26-20 y 15 Rockwell C; acero cromo-vanadio, 50-44-33 y 36 Rockwell C.

Estas diferencias de penetración de la dureza se presentan por ser diferente la templabilidad de estos aceros.

Vemos, pues, que *la dureza* y *la templabilidad* son cosas distintas. Las varillas de acero ordinario al carbono de 10 mm. de diámetro adquieren en el temple más dureza (57 Rockwell-C) que las del acero cromo-vanadio (52 Rockwell-C), lo cual es natural por ser el contenido en carbono ligeramente más elevado, pero en cambio

la penetración de esa dureza en el redondo de 100 mm. de diámetro, o sea, la templabilidad, es mucho menor en el acero al carbono que en el aleado.

Esto tiene mucha importancia al fabricar piezas para motores y maquinaria, como se puede ver en el siguiente ejemplo:

Si se quiere fabricar una pieza de 10 mm. de diámetro con 90 Kgs. de resistencia, se pueden elegir muchos tipos de aceros. Si se emplean por ejemplo un acero ordinario al carbono de 0,45 % de C, y un acero cromo-níquel-molibdeno de C = 0,32 % Cr=0,75 % Ni=2,5 %, y Mo=0,50 %, después del temple y revenido, se obtienen los siguientes resultados: acero al carbono, R=90 Kg/mm²; A=15 %. Acero cromo-níquel-molibdeno, R=90 Kg/mm²; A=16 %.

En cambio, si se necesita fabricar una pieza que tenga 100 mm. de diámetro con aquella resistencia, se ve que al templar la pieza de acero al carbono no se puede conseguir en su interior más de 75 Kg/mm² por muy rápidamente que se enfríe el acero en el temple, y no se puede, por lo tanto, fabricar de ninguna manera con esa clase de acero la pieza que necesitamos.

En cambio, con el acero especial cromo-níquel-molibdeno, se alcanza en el núcleo central, después del temple en aceite, 145 Kg/mm² y después del revenido quedará con 90 Kg/mm² y 16 % de alargamiento.

Hemos visto que la templabilidad influye notablemente en los resultados cuando se ensayan piezas de bastante espesor, y en cambio, influye muy poco cuando se templan perfiles delgados, es decir, que con aceros de diferente aleación y del mismo contenido en carbono se obtienen características casi idénticas cuando se trata de pequeños diámetros y muy diferentes cuando se trata de piezas de gran espesor.

Nosotros hemos obtenido con un acero corriente al carbono de 0,42 % de C, en gran cantidad de varillas de 4 mm., una resistencia de 90 Kg/mm² y un alargamiento de 16 %, que son características excepcionales propias de los mejores aceros especiales de alta aleación.

Esto ocurre porque las características mecánicas de los aceros dependen principalmente de la microestructura del material. Como en los perfiles muy delgados, cualquiera que sea la templabilidad del acero, el temple penetra hasta el corazón, la microestructura, y por lo tanto, las características son casi idénticas en todos los aceros del mismo contenido en carbono.

La dureza máxima, que se pueden obtener en los aceros después

del temple, viene señalada en la figura 65 y depende principalmente del contenido en carbono del acero. La penetración de temple o templabilidad, depende en cambio de los elementos de aleación y del tamaño de grano del acero. En los aceros aleados, especialmente

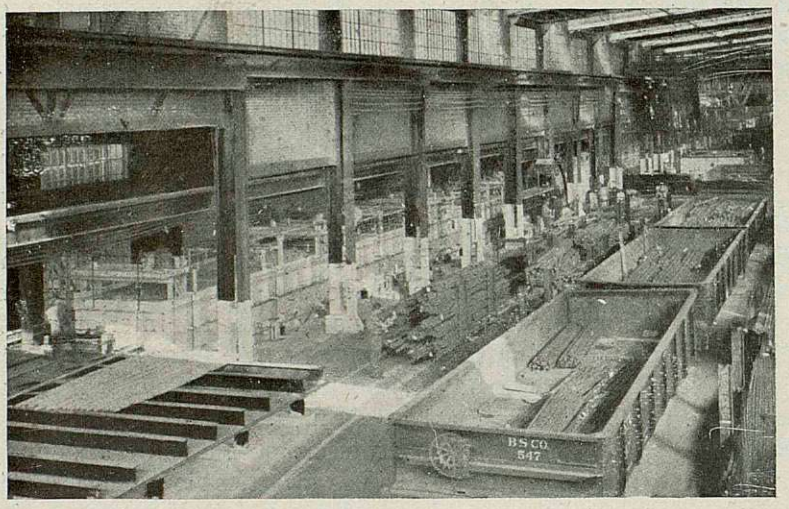


Figura 170

Vista de conjunto de un taller de tratamientos térmicos de perfiles laminados.

en los de bajo contenido en carbono, se ha comprobado, sin embargo, que los elementos de aleación aumentan (aunque sólo ligeramente) la dureza correspondiente al acero ordinario.

68. Diversos métodos para estudiar el comportamiento de los aceros en el temple

Como el comportamiento de los aceros en el temple es de gran interés para decidir su utilización, se han desarrollado numerosos procedimientos para ponerlo de manifiesto. Entre ellos los más utilizados son: 1.° El examen de la fractura de barras templadas. 2.° El estudio de las curvas de dureza o de resistencia en el interior de barras templadas. 3.° El ataque químico de las secciones transversales templadas. 4.° La determinación de las zonas de 50 % de martensita, y 5.° El ensayo Jominy.

Los factores que hay que conocer y tener en cuenta para determinar la penetración de temple de un acero son dos: la dureza y la distribución de la dureza en el interior de las piezas.

69. Examen de las fracturas

Uno de los procedimientos más antiguos para determinar la templabilidad es el ensayo de fractura de los aceros templados. Es muy práctico y simple, aunque sólo se suele utilizar en los aceros de herramientas al carbono y carbono-vanadio u otros de baja aleación.

Consiste en preparar una serie de barretas cilíndricas entalladas de 3/4 de pulgada (19,05 mm.) de diámetro y 125 mm. de longitud, que son templadas en agua a temperaturas de 790°-815°-850° y 875°. Después se rompen por choque y se examinan las fracturas.

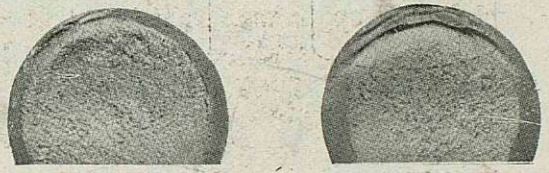


Figura 171

Aspecto de la fractura de dos barras de acero de 0,90 % de C, templadas a 790° y 850°

Por diferencia entre el grano de fractura, generalmente grosero en la zona central (sin templar), y fino el de la exterior (templado), se conoce fácilmente la profundidad de temple alcanzada en cada caso (fig. 171).

70. Curvas de dureza de redondos de diferentes diámetros templados

Otro de los procesos empleados para reconocer la templabilidad de los aceros, consiste en determinar después del temple la dureza en el interior de redondos de acero.

Se comienza preparando por forja o laminación una serie de barras de diversos diámetros, que después de un ligero torneado se dejan a medidas escalonadas, por ejemplo de 25, 50, 75, 100, 150 y 250 mm. de diámetro. Luego se templan esos redondos y a continuación se cortan las barras y se determinan las durezas en la sección transversal, desde la periferia al centro. Con los resultados obtenidos se puede, finalmente, construir las curvas de dureza, llamadas generalmente «curvas U» que caracterizan a cada tipo de acero.

Ensayando tres aceros del mismo contenido en carbono y dife-

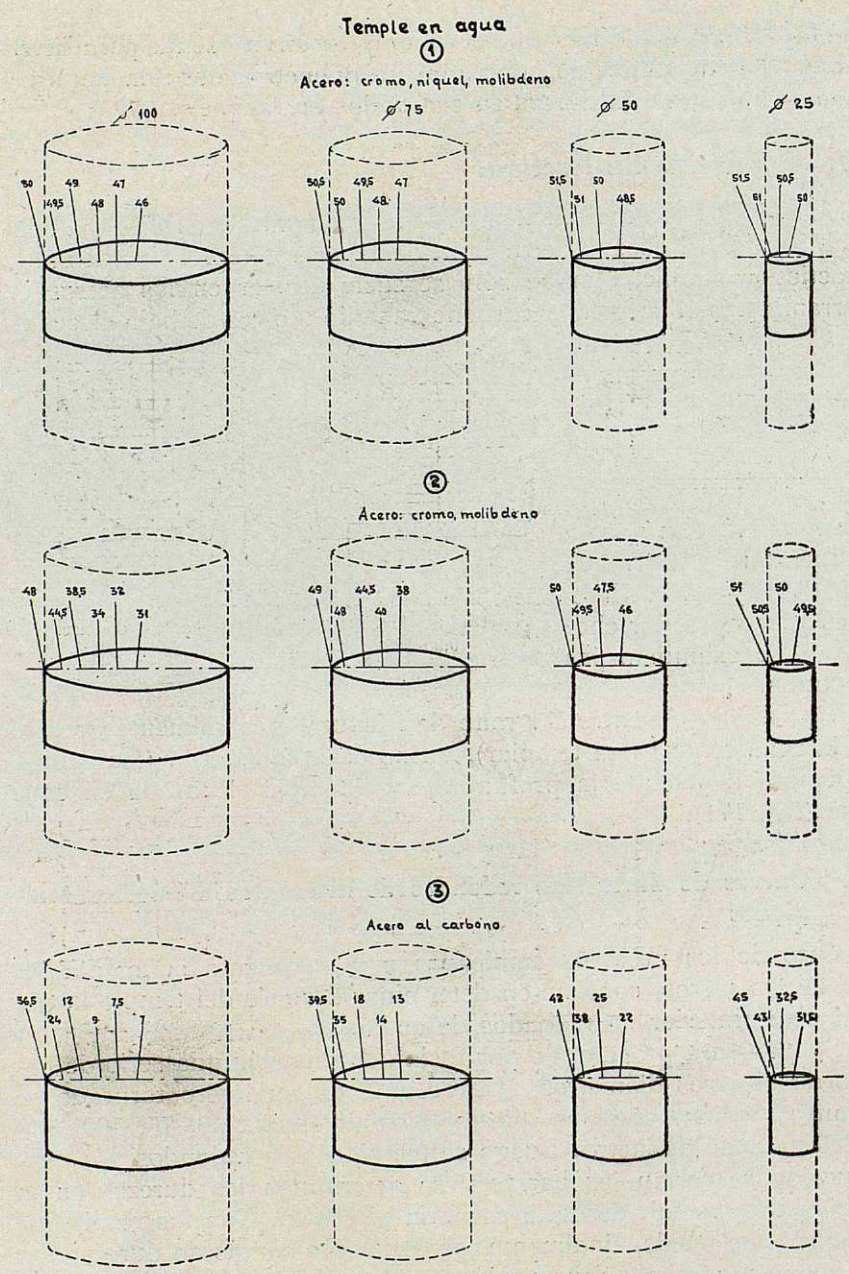


Figura 172

Forma de efectuar los ensayos de dureza para determinar la penetración de temple de los aceros.

rentes elementos de aleación cuya composición se da a continuación, en perfiles de 100, 75, 50 y 25 mm. de diámetro templados en agua, hemos obtenido los resultados señalados en la figura 172.

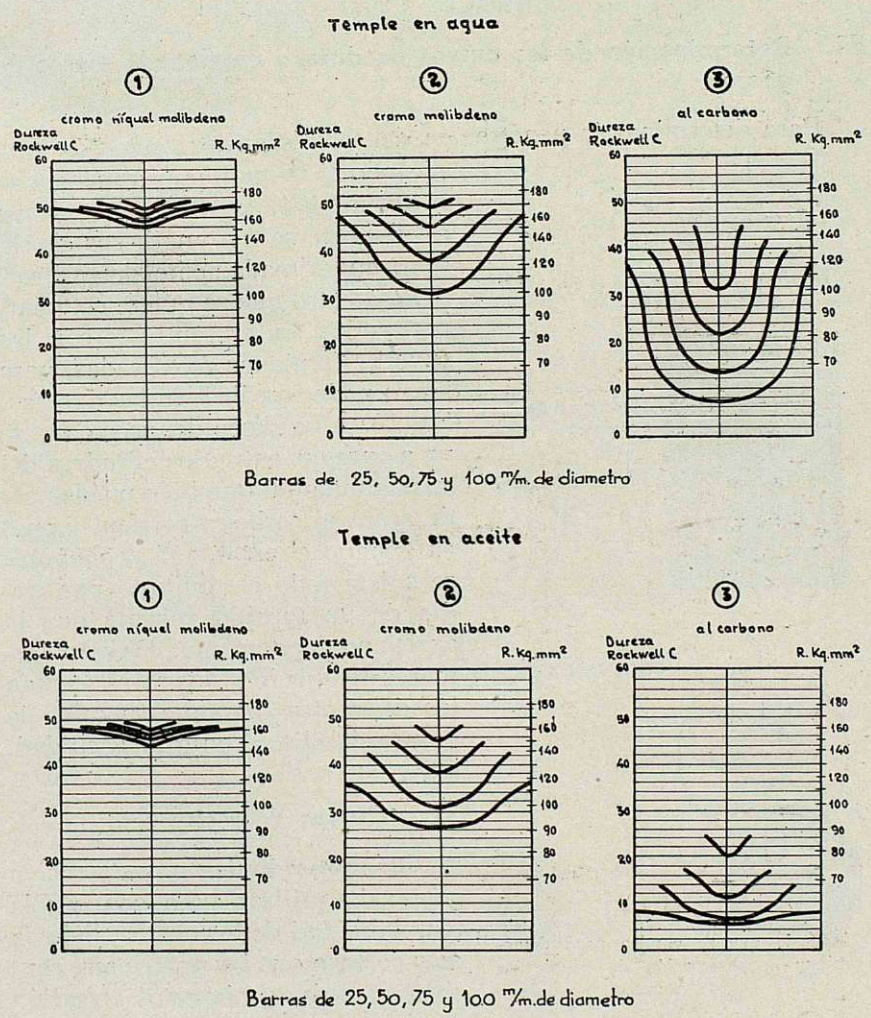


Figura 173

Curvas de dureza de tres aceros de 0,32 % de carbono y diferente aleación. (Curvas U.)

Acero núm. 1. C=0,32 % ; Cr=0,75 % ; Ni=2,53 % ; Mo=0,52.

Acero núm. 2. C=0,32 % ; Cr=1,03 % ; Mo=0,22 %.

Acero núm. 3. C=0,32 % ; Mn=0,45 %.

Las curvas de la figura 173, son el resumen de los resultados obtenidos al templar esos aceros en agua y aceite y sirven para tener una idea bastante clara del comportamiento de cada uno de ellos.

71. Determinación de las curvas de dureza empleando discos de acero

Para determinar la penetración del temple en los aceros es muy cómodo el montaje que se señala en la figura 174. Del acero que se va a ensayar, se cortan discos de 10 mm. aproximadamente de espesor, del diámetro que se quiere estudiar, perforados en el centro y con las superficies planas rectificadas, para luego poder medir bien las durezas. Se coloca un disco del acero que se va a ensayar entre dos cilindros del mismo material (también pueden ser de acero al carbono corriente, pues en general el error será pequeño) y se sujeta todo el conjunto por medio de un tornillo pasante que lo aprisiona fuertemente. De esta forma es templado y luego se sueltan las diferentes piezas y se mide la dureza del disco con gran facilidad.

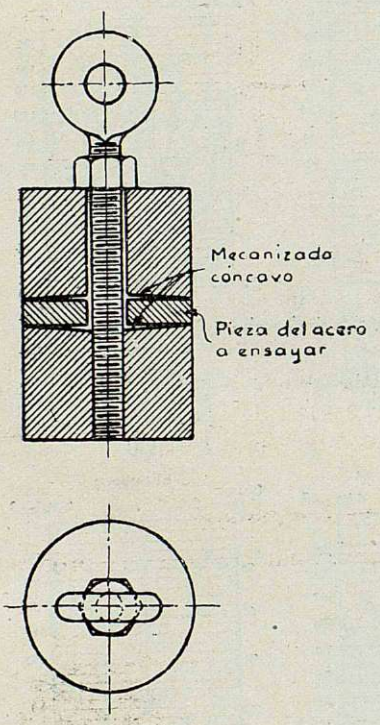


Figura 174

Montaje que se emplea para determinar la penetración de temple de los aceros.

72. Curvas de resistencia

Otro procedimiento que también se puede utilizar para conocer la templabilidad de los aceros, todavía más costoso que los anteriores, consiste en sacar probetas de tracción de diferentes zonas del interior de los redondos (fig. 175), después de haber sido éstos templados previamente.

Las resistencias que se obtienen por este procedimiento y las durezas halladas en los otros citados anteriormente, son comparables y en las aplicaciones industriales no aparecen diferencias sensibles utilizando cualquiera de esos métodos.

Al efectuar este ensayo, además de tropezar con el inconveniente de que las experiencias son largas y costosas, se presenta también la dificultad de tener que cortar materiales templados de gran du-

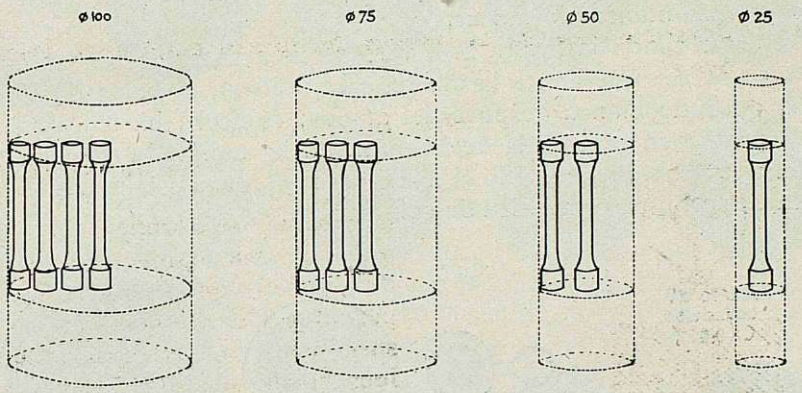


Figura 175

Forma de obtener las probetas para conocer la resistencia en el interior de los redondos de acero templado.

reza, siendo imposible en algunos casos hacerlo con sierras ordinarias, por lo que muchas veces hay necesidad de emplear cuchillas de acero rápido, de metales duros o discos de esmeril.

73. Ataque químico de las secciones templadas

Este ensayo es también muy práctico para conocer la profundidad de temple en algunas clases de aceros.

Consiste en observar las secciones transversales de barras de aceros, rotas después del temple y atacadas posteriormente con ácido.

Se comienza entallando las barras, luego se templan y se rompen y se planean por rectificado las secciones transversales. A continuación se atacan esas secciones con ácido nítrico al 5 % (Nital-5), observándose que las partes que han quedado sin templar se colorean, y quedan en cambio blancas y son muy poco atacadas las templadas. En la figura 176, se ve el resultado obtenido al ensayar dos barras de acero

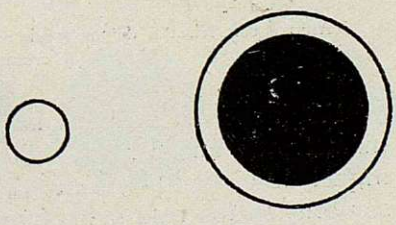


Figura 176

Ataque con Nital 5 de las secciones transversales de dos barras de acero de 0,70 % de C templadas.

de 0,70 % de carbono; una de 10 m/m. y otra de 50 m/m. de diámetro.

El ensayo es algo parecido al de fractura y al grano grueso de aquel ensayo, corresponde aquí superficie oscura y al grano fino, superficie blanca sin atacar.

Observando la figura 176, vemos que a pesar de ser las dos barras que se ensayan de la misma composición, la barra de 10 m/m. ha quedado blanca después del ataque, es decir, ha templado toda la masa y en cambio la de 50 m/m. no ha templado más que en la zona externa, apareciendo el núcleo central, cuya estructura es troostítica, sorbítica o perlítica de color negro.

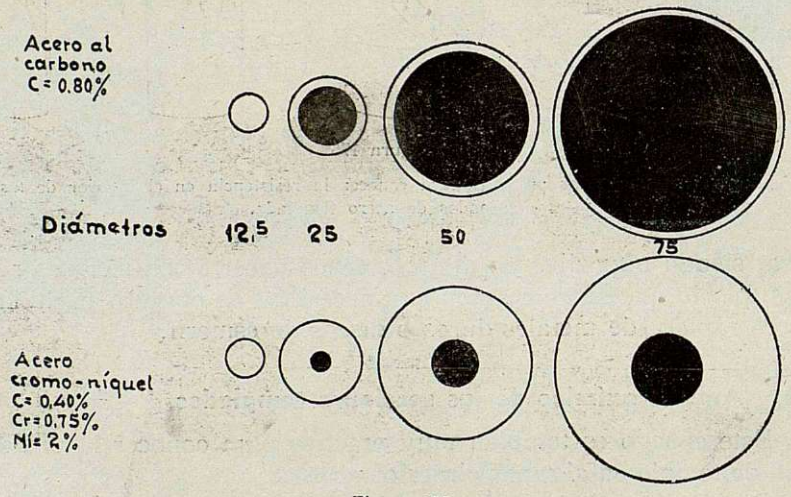


Figura 177

Ataque con Nital 5 de las secciones transversales de barras de acero al carbono y cromo-níquel templadas.

Repitiendo el mismo ensayo con redondos de 12,5 a 75 mm. de diámetro de un acero de 0,80 % de carbono y de un acero cromo-níquel de C = 0,40 % Cr = 0,75 %, y Ni = 2 % templados en agua, se obtienen los resultados que se pueden ver en la figura 177, donde claramente se observa la diferente templabilidad de ambos aceros.

En la figura 178 se pueden ver los resultados obtenidos al ensayar, por fractura y ataque con ácido, tres aceros al carbono de la misma composición y diferente tamaño de grano. En este caso, como el ataque se ha hecho con ácido clorhídrico en caliente, la zona martensítica aparece negra y el corazón blanco. Los aceros al carbono de grano fino que conservan poca penetración de temple aun

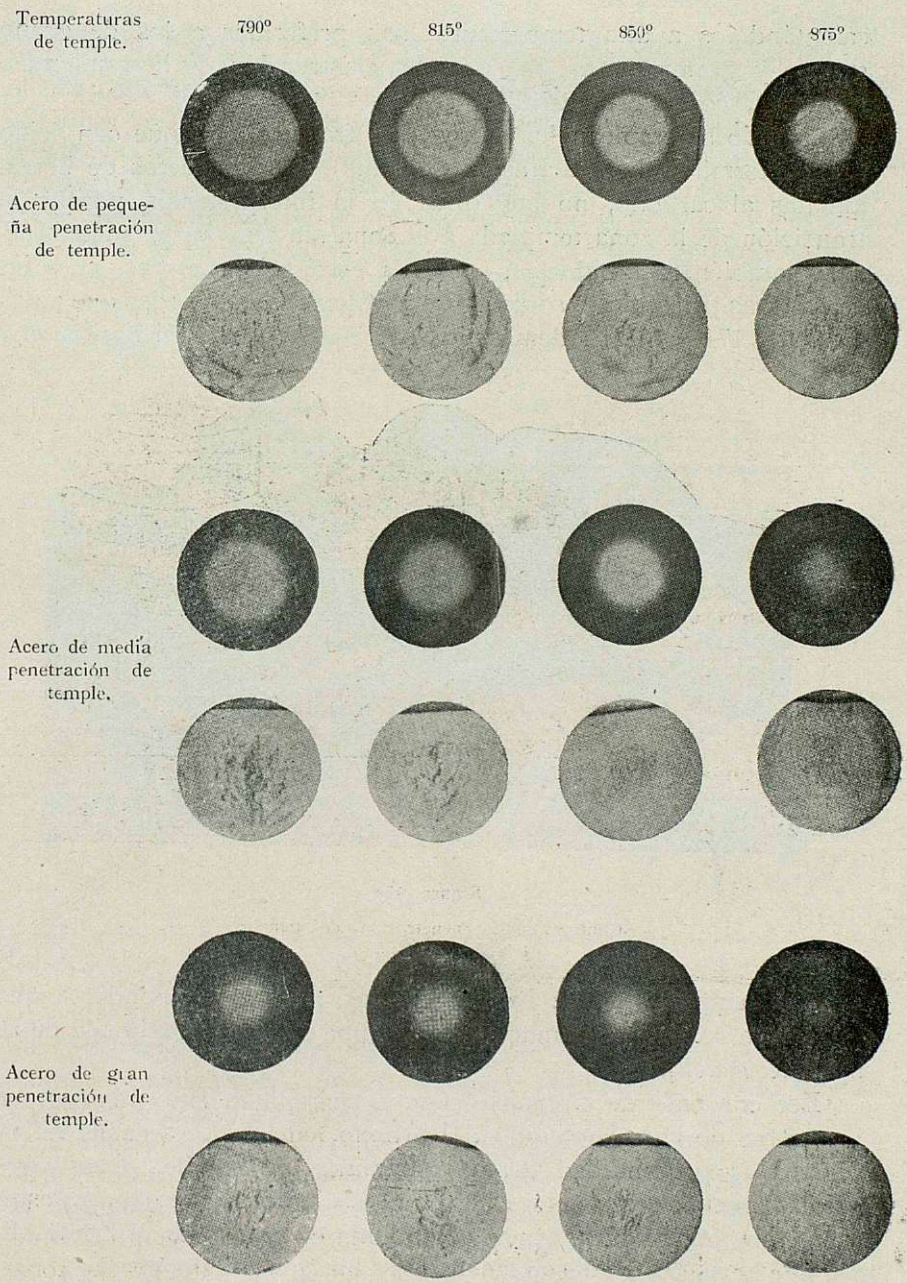


Figura 178

Penetraciones de temple que se obtienen en tres aceros de 0,90 % de carbono, templados desde diferentes temperaturas en agua.

calentándolos a alta temperatura, son preferidos a los de grano grueso y gran penetración, para la construcción de herramientas, troqueles, cortantes, cuchillas, etc.

Cuando se emplean los ensayos de fractura y ataque con ácido para determinar la penetración de temple en los aceros de herramientas al carbono, no hay duda en la interpretación porque la transición de la zona templada a la zona sin templar es muy brusca y también es rápido el paso de la estructura martensítica a las estructuras troostíticas, sorbíticas o perlíticas, más blandas que aquélla (figs. 171 y 178). Además, en esa clase de aceros el límite entre

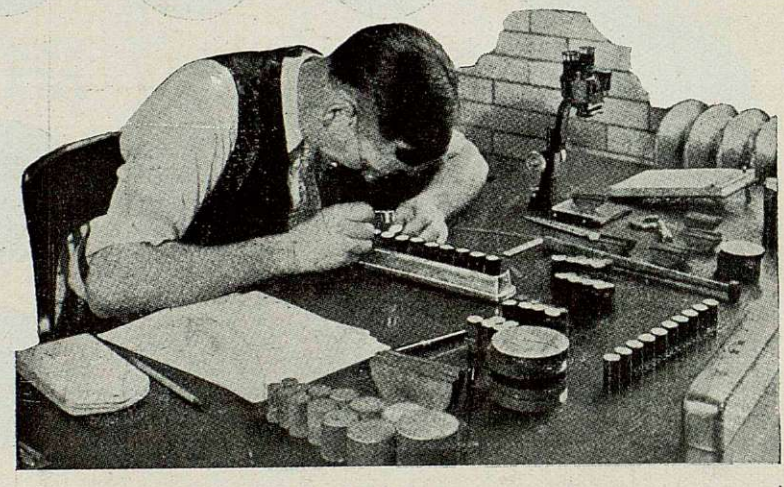


Figura 179

Control de la penetración de temple.

la zona templada y la zona sin templar, suele corresponder a una estructura con 50 % de martensita y a una dureza aproximada de 50 a 55 Rockwell-C.

Ese conjunto de circunstancias no se repiten, sin embargo, en los aceros de bajo contenido de carbono, en los que es más difícil conocer la profundidad de la penetración de temple, observando sólo la sección transversal rota o atacada. A pesar de ello, en estos casos también se suele tomar como zona de transición y límite entre las zonas templadas y sin templar, la zona de material con estructura de 50 % de martensita, desarrollándose para la determinación de esa zona diversos métodos que describimos a continuación.

74. Determinación de la zona con 50 % de martensita

El método metalográfico, que es el más recomendable para determinar con precisión las zonas con 50 % de martensita, puede ser sustituído por otros métodos indirectos más rápidos y sencillos.

Algunos, como el de fractura y el de ataque con ácido, convienen como hemos explicado anteriormente, para aceros en los que la transición de la zona dura a la zona blanda (50 a 55 Rockwell-C), es brusca. En ellos la zona de 50 % de martensita se halla en el

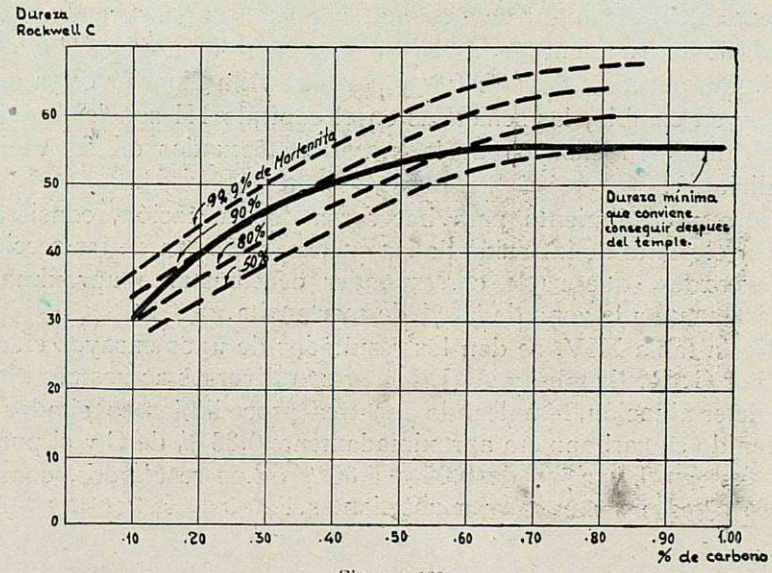


Figura 180

Promedio de durezas que se obtienen en los aceros al carbono después del temple en función del contenido en carbono y según el porcentaje de martensita obtenida. (Según J. M. Hodge y M. A. Orehoski.)

límite de separación entre la zona de grano fino y grano grueso que corresponde en las secciones atacadas al límite entre la zona blanca y la negra (figs. 176 y 177).

También se puede hacer esa determinación, haciendo una serie de durezas en una sección transversal del acero templado y observando luego dónde se obtiene una dureza determinada que corresponde al 50 % de martensita. Esa dureza se puede conocer con ayuda de la figura 180, en la que se dan las durezas que tienen los aceros al carbono cuando su estructura tiene un porcentaje de martensita determinado, que se ha comprobado experimentalmente que es cons-

tante y depende exclusivamente del contenido en carbono. En los aceros aleados esa dureza suele ser ligeramente superior, llegando a ser en el caso máximo cuatro puntos Rockwell C más elevada que la correspondiente a los aceros sin aleación.

Se observará que las durezas máximas que se señalaron en la figura 65 para diversos contenidos en carbono, son algo superiores a las de 99,9 % de martensita de la figura 180. Esto es debido, a que las últimas corresponden a *un promedio* de los resultados industriales, en los que algunas veces no se reúnen las condiciones ideales para alcanzar la dureza máxima, como son la temperatura y velocidad de enfriamiento suficientes, completa homogeneidad de la austenita, ausencia de carburos y partículas sin disolver en la austenita, y en cambio, las señaladas en el capítulo III son *las máximas* conseguidas en ensayos de laboratorio efectuados en las mejores condiciones.

Otro procedimiento para hacer esa determinación, consiste en buscar el punto de inflexión de las curvas de dureza de las secciones transversales, que suele corresponder con bastante aproximación precisamente a la zona de 50 % de martensita.

En la tabla XIV, se dan los resultados de unos ensayos efectuados por G. R. Brophy y A. J. Miller con diversos aceros para hacer esa determinación, empleando los tres procedimientos citados. El contenido en carbono era aproximadamente 0,36 % de C y el porcentaje de níquel variaba de 0,05 a 5,06 %. Los resultados, como se puede observar, son muy concordantes.

TABLA XIV

Porcentaje de elemento en el acero		Distancia de la zona de 50 % de martensita al punto de referencia de la periferia en pulgadas		
% de C	% de Ni	Media de 3 exámenes metalográficos	Dureza de 50 % de martensita	Punto de inflexión
0,380	0,05	0,138	0,13	0,13
0,360	0,49	0,15	0,155	0,14
0,360	0,98	0,16	0,16	0,16
0,350	1,99	0,188	0,195	0,18
0,360	2,90	0,40	0,43	0,38
0,350	5,06	0,69	0,72	0,70

Tabla comparativa de los resultados obtenidos al determinar la zona de 50 % de martensita en 6 aceros, utilizando diversos procedimientos.

Aunque generalmente se considera, que el temple de un acero es aceptable, cuando la microestructura está formada por lo menos con

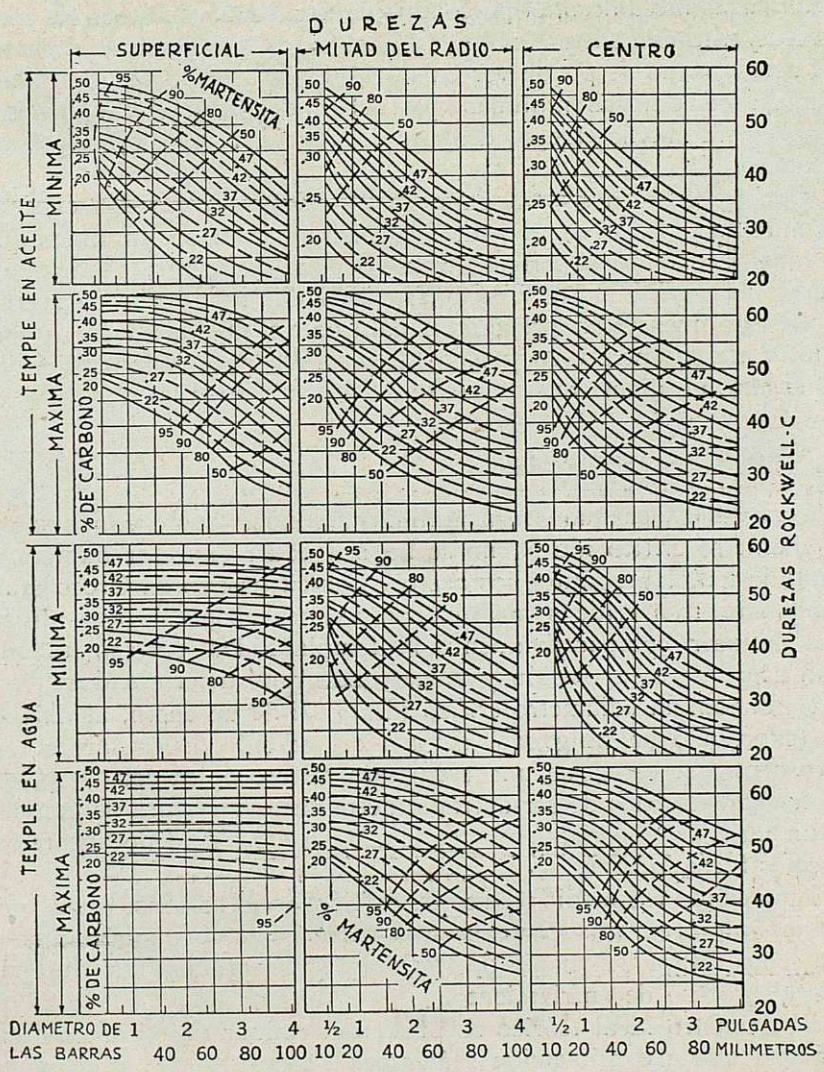


Figura 181

Durezas y porcentajes de martensita máximos y mínimos que se obtienen en la superficie, mitad del radio y centro de redondos de acero de 10 a 100 m/m. de diámetro templados en agua o aceite.

Contenidos en carbono variable de 0,20 a 0,50 %.

Mn=0,90 %; Cr=0,50 %; Ni=0,20 %; Mo=0,55 %.

50 % de martensita, se ha comprobado sin embargo, recientemente, que para conseguir después del temple y revenido las mejores características mecánicas, el porcentaje de martensita debe ser un poco mayor y variable entre el 50 y 90 %, según el contenido en carbono del acero, como se puede ver en la figura 180, en la que se señala también las durezas mínimas que deben conseguirse después del temple para obtener luego, después del revenido, las mejores características.

Con ayuda de los gráficos de la figura 181, se pueden conocer las durezas y los porcentajes de martensita máximos y mínimos que se consiguen en la superficie, mitad del radio y centro de diversos aceros de la serie A.I.S.I. 8.600 H templados en agua o en aceite.

Los gráficos están preparados para aceros de contenido en carbono variable entre 0,20 y 0,50 %, y sirven para redondos de 10 a 100 mm. de diámetro.

75. Diámetro crítico ideal

Hasta 1935, en que Grossmann dió a conocer sus trabajos sobre el «diámetro crítico ideal», no se llegó a poder expresar numéricamente la templabilidad de los aceros. Las cifras que da Grossmann como diámetros críticos ideales, son valores absolutos que sirven para conocer comparativamente la templabilidad correspondiente a un acero de composición y tamaño de grano determinado.

Se denomina «diámetro crítico ideal» *Di* de un acero, al diámetro (expresado en pulgadas) del mayor redondo de ese acero, en cuyo centro se consigue una estructura microscópica con 50 % de martensita, después de ser enfriado desde la temperatura de temple, en un medio de enfriamiento teórico, cuya capacidad de absorción de calor fuese infinita.

Empleando ese medio teórico de enfriamiento, se conseguiría que la temperatura de la superficie de la barra bajase instantáneamente a la temperatura del medio de temple y se mantuviera así durante todo el proceso de enfriamiento.

El diámetro ideal teórico se puede determinar prácticamente en la forma que a continuación señalamos

Se halla primero *para un acero y para un medio de enfriamiento el «diámetro crítico» Dc,* que es el diámetro (expresado en pulgadas) del mayor redondo, en el que después del temple en ese medio de enfriamiento, se consigue en el corazón una estructura con 50 % de martensita. Esto quiere decir, que un acero tiene para cada medio de enfriamiento un diámetro crítico fijo.

Si se quiere determinar el diámetro crítico correspondiente a un acero de 0,41 % de C 0,60 % de Cr y 1,20 % de Ni templado en agua, se prepara una serie de redondos de diferentes diámetros que se templan en agua. Luego se cortan transversalmente las barras, observándose el efecto del temple en las secciones transversales y se determina la situación de la zona de 50 % de martensita empleando uno de los medios explicados anteriormente, en nuestro caso (fig. 182) se ha empleado el ataque con ácido.

Luego se construye (fig. 183) la curva correspondiente a ese

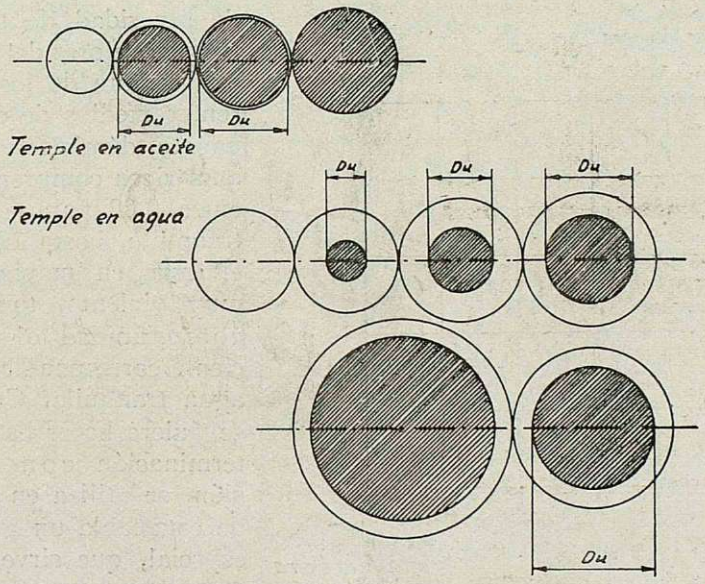


Figura 182

Profundidades de temple que se obtienen en diversos redondos de un acero de 0,41 % de C; 0,60 % de Cr y 1,20 % de Ni, templados en agua y aceite.

ensayo (temple en agua), tomando en cada caso en abscisas el diámetro D del redondo (en pulgadas) que se ha ensayado, y en ordenadas el diámetro Du de la zona que ha quedado sin templar (con menos de 50 % de martensita). La intersección de la curva que determinan los puntos obtenidos en el ensayo, con el eje de abscisas, señala el valor del diámetro crítico correspondiente al acero que se está ensayando templado en agua. Esa intersección nos señala el diámetro del redondo en el que no ha quedado ninguna parte sin templar, $Du=0$. En nuestro caso el diámetro crítico

es 1,80. Ensayando el mismo acero con enfriamiento en aceite, encontramos 1,2 como valor del diámetro crítico.

Para hallar luego el diámetro crítico ideal, se determina previamente en la tabla XV el valor numérico de la severidad de temple correspondiente al enfriamiento empleado, que depende del medio y del grado de agitación del líquido y de la pieza, que en nuestro caso es 1,5, por ser el que corresponde al agua tranquila con ligero movimiento de la pieza.

Esa tabla fué preparada por Grossmann y sus colaboradores, designando con el nombre de severidad de temple (H) los valores del poder refrigerante de los diferentes medios de enfriamiento, dándoles valores numéricos comprendidos entre 0,02 para el aire tranquilo, hasta 12 para el agua en movimiento muy violento, tomando como unidad el coeficiente correspondiente al agua tranquila. Cuando se quiere hacer esta determinación con precisión, se utiliza en lugar de esta tabla un gráfico especial, que sirve para conocer con más exactitud, de acuerdo con las curvas de la figura 183, la severidad de temple realmente conseguida en la experiencia.

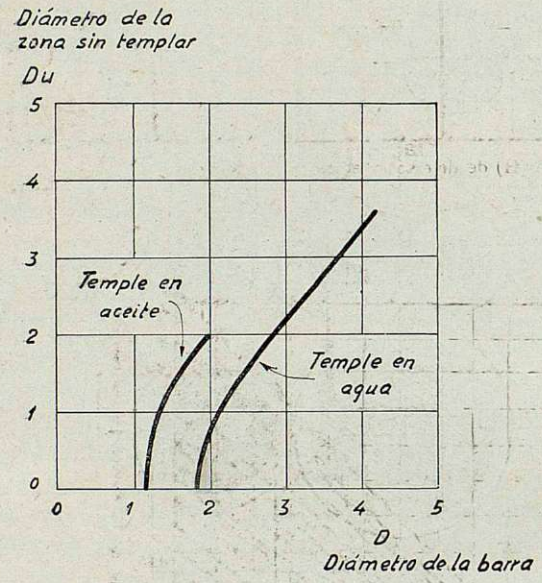


Figura 183

Determinación de los diámetros críticos de un acero templado en agua y aceite.

Finalmente, en el gráfico 184, preparado también por Grossmann, se determinan el diámetro crítico que corresponde a una severidad de temple de valor infinito, al que se llama «diámetro crítico ideal».

Para ello, en la figura 184 buscamos en la curva H=1,5, que corresponde al enfriamiento en agua tranquila con ligero movimiento de la pieza (severidad de temple 1,5), el valor 1,80 del diámetro crítico hallado anteriormente, y se obtiene el valor de 2,50, que es el del «diámetro crítico ideal del acero» que se está ensayando.

Si quisiéramos determinar el diámetro crítico ideal con los da-

TABLA XV

Clase de enfriamiento	Aire	Aceite	Agua	Agua salada
Pieza y medio de enfriamiento tranquilo	0,02	0,3	1	2,2
Pieza movida moderadamente y medio de enfriamiento tranquilo ...	—	0,4-0,6	1,5-3	—
Pieza agitada fuertemente y medio de enfriamiento tranquilo	—	0,6-0,8	3-6	7,5
Gran movimiento de la pieza o ducha del líquido..	—	1-1,7	6-12	—

Severidad de temple (H) de diversos medios de enfriamiento.

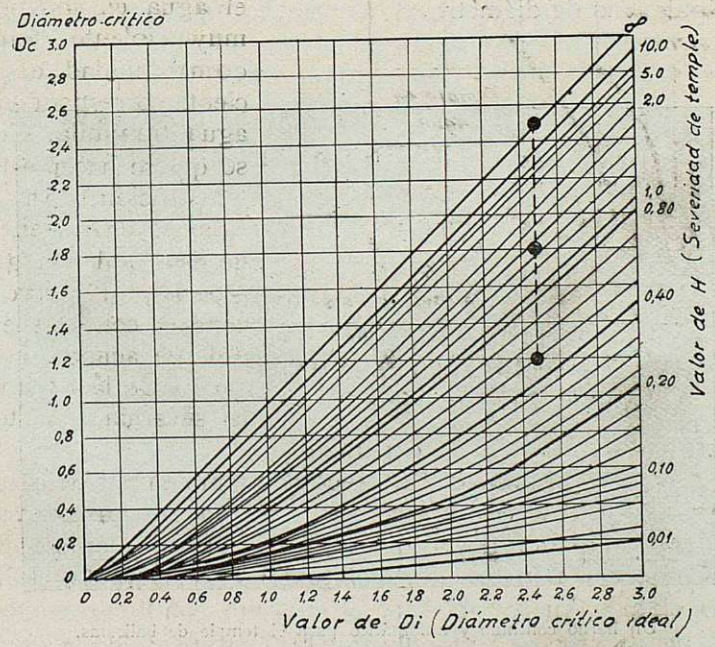


Figura 184

Gráfico que relaciona los diámetros críticos, las severidades de temple y los diámetros críticos ideales de los aceros.

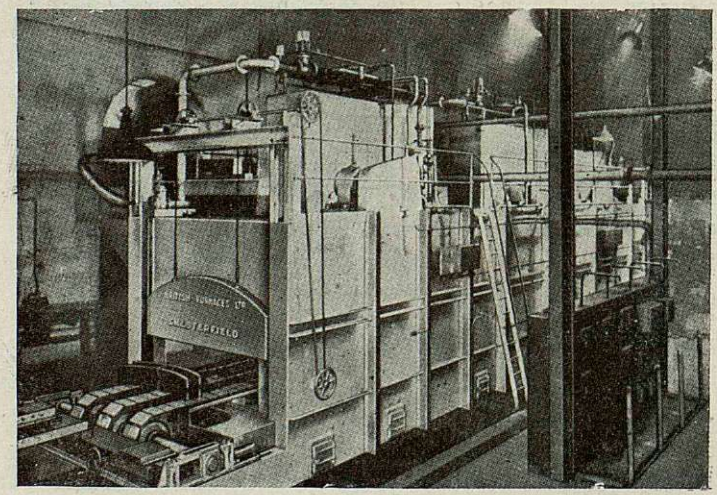
tos obtenidos al templar en aceite, hallaríamos en la curva H=0,5 (severidad de temple), el valor 1,2 del diámetro crítico correspondiente al enfriamiento en aceite que nos señalará también 2,5 para el diámetro crítico ideal.

Con ayuda de la figura 184, también se puede determinar para un acero dado, en que se conozca el diámetro crítico ideal (dado por ejemplo en el catálogo de la acerería) el diámetro crítico correspondiente a un medio de enfriamiento determinado.

Ejemplo.—Para un acero cromo-níquel se fija en el catálogo como «diámetro crítico ideal» 2,9.

Empleando para el temple aceite tranquilo (severidad de temple 0,3), el diámetro crítico será 1,2 (fig. 184). Enfriándolo en agua tranquila con ligero movimiento de la pieza, severidad de temple 1,5, el diámetro crítico será 2,2.

Esto quiere decir, que en el primer caso el mayor redondo en el que en el centro se obtiene 50 % de martensita, será el de 1,2 pulgadas de diámetro. Templándolo en agua tranquila con ligero movimiento de la pieza, se conseguirá 50 % de martensita en un redondo de 2,2 pulgadas de diámetro.



Un horno continuo y automático para el temple de ballestas.

CAPITULO VIII

ENSAYO JOMINY

76. El ensayo Jominy ha adquirido a partir de 1940, una divulgación extraordinaria debido principalmente a que los datos que se obtienen en el mismo, han facilitado notablemente el conocimiento de ciertas propiedades de los aceros y además ha servido también, para aclarar algunas dudas que existían sobre la utilidad de determinados elementos de aleación y sobre la eficacia de ciertas combinaciones de elementos aleados.

Hasta hace pocos años la selección de los aceros especiales, se hacía casi siempre de acuerdo con la composición química, a pesar de que se sabía, que con frecuencia discrepaban bastante, los resultados que se obtenían con aceros del mismo análisis, que además cumplían las especificaciones de composición normalmente establecidas. Sin embargo, a pesar de estas irregularidades, el sistema se seguía utilizando, porque en general es más fácil hacer el análisis químico de un acero, que determinar sus propiedades mecánicas en diferentes espesores, que era lo que verdaderamente interesaba al consumidor, y estas determinaciones se hacían muy rara vez por ser muy lentas y costosas, ya que exigían templar diferentes perfiles en agua, aceite o al aire, revenirlos a diversas temperaturas, mecanizar luego las probetas y hacer los ensayos mecánicos correspondientes.

Más recientemente, a medida que se fueron conociendo mejor las propiedades de los aceros, ya no se consideraban tan decisivas las especificaciones de la composición química, y en cambio, se fué dando cada vez más importancia a otros factores, como el tamaño de grano, la templabilidad, etc.

Al necesitar los consumidores, aceros con características mecánicas cada vez más precisas, hubo que estrechar mucho los límites de composición, siendo necesario exigir además en algunos casos, la cumplimentación de determinados equilibrios entre los elementos de aleación, señalándose por ejemplo, que cuando el carbono se encontraba en el límite superior de la especificación, el manganeso debía estar en el más bajo o que los porcentajes de carbono y manganeso, no debían de exceder de ciertos límites, etc. Con estas precauciones se consiguió más regularidad en las característi-

cas de los aceros, pero para cumplir estas condiciones, se llegó a precios muy elevados, con notable perjuicio en la marcha de las acererías.

Ante esas dificultades, interesaba mucho disponer de algún ensayo sencillo que permitiera conocer rápidamente ciertas propiedades de los aceros, que sirviera para fijar condiciones de recepción y para ensayar de una forma sencilla los aceros que recibiría el consumidor.

El ensayo Jominy ha resuelto algunas de las dificultades que se presentaban para hacer esa selección.

Los resultados que se obtienen en este ensayo, dependen fundamentalmente de la velocidad crítica de temple del acero, cuyo valor viene reflejado en las curvas que se obtienen en cada caso. También señala las durezas máximas y mínimas que aproximadamente se pueden obtener con cada acero, la influencia de los diferentes elementos de aleación sobre la velocidad crítica de temple, y se puede medir la templabilidad y prever los resultados que se obtendrán templando en agua, aceite, etc., barras de diferente espesores.

Además, el valor de este ensayo, aumenta, al haberse comprobado que muchas de las propiedades mecánicas ordinarias del acero tales como la resistencia a la tracción, límite elástico, estricción y alargamiento, son función de la dureza del acero y ésta a su vez, es función de la microestructura. Con los datos que se obtienen, se llega a conocer las velocidades de enfriamiento que son necesarias para conseguir una dureza, una microestructura y un conjunto de características determinadas.

La orientación que actualmente se sigue por muchas acererías y consumidores, de señalar para determinadas clases de aceros, unas características de templabilidad, con límites relativamente estrechos, parece que ha evitado muchos problemas en el aprovisionamiento de aceros especiales, y ha destacado la eficacia del ensayo Jominy para su selección y calificación.

Este ensayo fué descrito por primera vez por sus autores, W. E. Jominy y A. L. Boegehold de los «Research Laboratories División de la General Motor Co.», de Detroit, en el trabajo «*A Hardenability Test for Carburizing Steel*», publicado en 1938 por la A. S. M.

El ensayo, que es muy empleado para aceros de menos de 0,60 % de carbono, consiste en templar una probeta cilíndrica de 25 mm. de diámetro y 100 mm. de longitud aproximadamente (figura 185), por medio de un chorro de agua que enfría solamente la base inferior (fig. 186). La temperatura del agua será 20 a 25°.

Las probetas deben obtenerse de perfiles de más de 28 mm. de espesor, para que después del mecanizado quede eliminada cualquier capa superficial descarburada que pudiera existir. Antes de comenzar el mecanizado, se normaliza el material a una temperatura 80° más elevada que el punto Ac_3, para regularizar las condiciones del ensayo. El calentamiento para el temple se hace a una temperatura 60° más elevada que el punto Ac_3, debiendo colocarse la probeta en el horno, dentro de un molde de grafito o de una caja con viruta de fundición, para evitar descarburaciones u oxidaciones superficiales. El acero debe permanecer a la temperatura de austenización

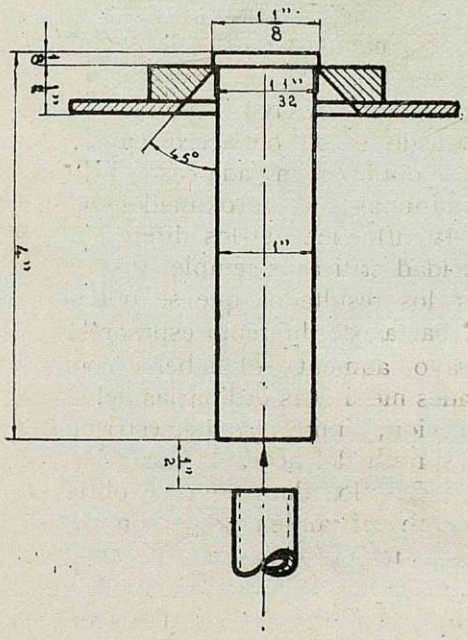


Figura 185
Probeta Jominy normal.

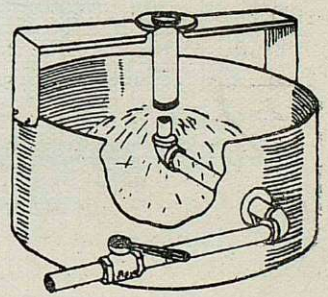


Figura 186
Instalación para el temple de la probeta Jominy normal.

treinta minutos aproximadamente. La colocación de la probeta en el aparato de enfriamiento, debe ser muy rápida para evitar que descienda demasiado la temperatura del acero antes de iniciarse el temple por la base, debiendo efectuarse esta operación en menos de cinco segundos. El enfriamiento con el chorro de agua se hará durante diez minutos, y luego se puede enfriar ya la probeta totalmente en agua o al aire, sin peligro de que se modifiquen los resultados. Empleando este método de ensayo, se consiguen en la probeta velocidades de enfriamiento variables desde 333,3°/seg. a 2,2°/seg. (600° a 4° Fahrenheit/seg.).

Terminado el enfriamiento se planean dos generatrices de la probeta situadas a 180°, rebajando 0,5 mm. de profundidad aproxi-

madamente, debiendo evitarse que en esta operación se caliente la

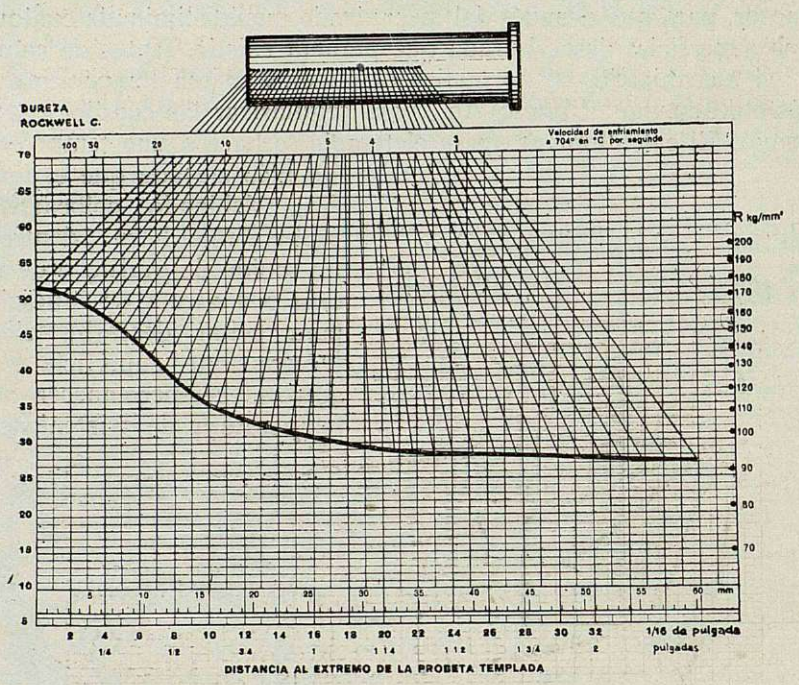


Figura 187

Forma de obtener la curva Jominy de un acero de C=0,32 %, Mn=0,61 %, Cr=1,03 % y Mo=0,23 %

probeta por encima de 100°. Luego se mide la dureza en la línea central de la superficie plana, en puntos situados a intervalos de 1/16 de pulgada, apoyando la probeta en un bloque en forma de V, y se dibuja con los valores obtenidos la curva Jominy correspondiente. En este gráfico se marcan en ordenadas durezas Rockwell-C y en abscisas distancias a la base templada (fig. 187).

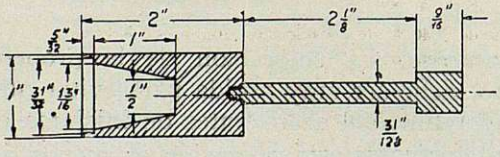


Figura 188

Probeta Jominy tipo-L, usada para el ensayo de aceros de baja templabilidad.

Para los aceros de baja templabilidad, se usa la probeta tipo-L (fig. 188), la cual es en parte hueca y tiene solamente dos pulgadas

de longitud. Empleando la probeta normal para ensayar aceros de poco poder templante, los resultados son menos precisos que los que se obtienen empleando la probeta L, porque en ésta, la disminución de la dureza es menos brusca que en aquélla, y las curvas que se obtienen dan un margen de medida más amplio.

Durante el ensayo se mantiene constante la presión del agua de enfriamiento, utilizando un depósito con un nivel permanente, para que la altura del chorro sea de 2,5 pulgadas. La cara inferior de la probeta se sitúa a media pulgada de distancia del orificio de

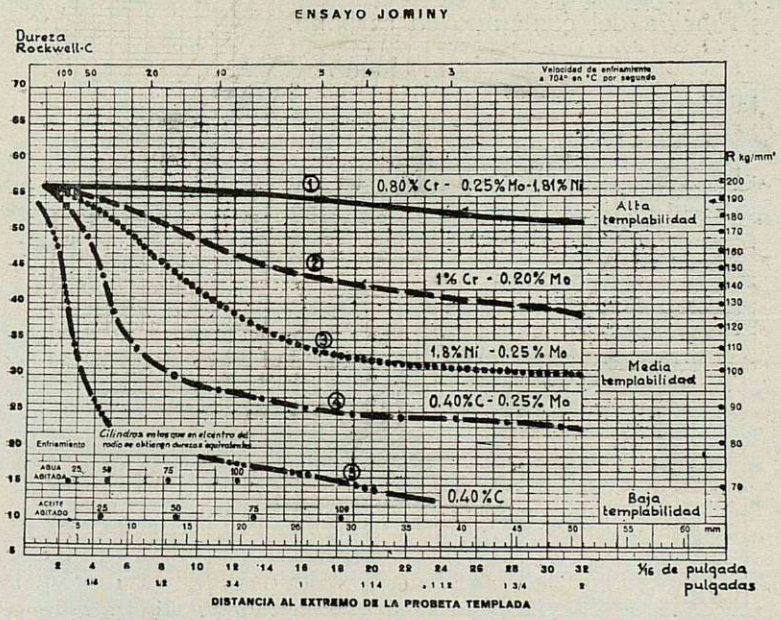


Figura 189

Curvas Jominy de varios aceros de 0,40 % de carbono y diferentes elementos de aleación.

salida. (En la probeta L 4 y 1 pulgadas.) El orificio es de media pulgada de diámetro.

El lugar de la barra o de la pieza de donde se obtienen las probetas para el ensayo Jominy, tiene bastante importancia, porque las segregaciones que existen en los aceros ejercen una influencia bastante sensible en los resultados. Por ese motivo la templabilidad en la cabeza del lingote suele ser mayor que en el centro, y esta es también mayor que la del pie. Por el mismo motivo en barras gruesas, hay diferencias entre las zonas superficiales y el centro, siendo algunas veces, ligeramente superior la templabilidad

y la dureza máxima en la periferia que en el centro, presentándose en otras ocasiones el caso contrario.

77. Curvas Jominy

El estudio de las curvas Jominy facilita mucho el conocimiento de las propiedades de los aceros después del temple (figs. 189 y 190). Las primeras conclusiones que se sacan de estas observaciones son las siguientes:

1.ª La máxima dureza que se obtiene en el temple de los aceros es función del contenido en carbono.

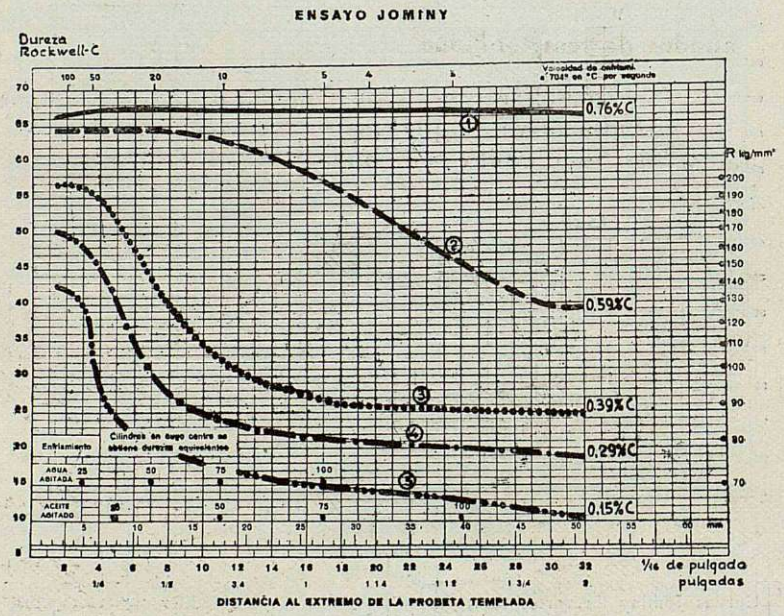


Figura 190

Curvas Jominy de diversos aceros de diferente contenido en carbono y los mismos elementos de aleación.

Mn = 0,50 %; Ni = 1,75 %; Mo = 0,25 %

2.ª La presencia de elementos de aleación en los aceros, permite obtener después del temple durezas elevadas aun empleándose bajas velocidades de enfriamiento.

3.ª Pequeñas cantidades de elementos aleados convenientemente seleccionados, ejercen una influencia más efectiva en la templabilidad que un gran porcentaje de un solo elemento.

La curva 1 de la figura 189, es típica de un acero de alta tem-

plabilidad, y la curva 5, corresponde en cambio, a un acero al carbono de muy poca penetración de temple, pudiéndose observar que en esta última, a 1/4 de pulgada de la base templada, la dureza Rockwell-C es muy baja.

Al obtenerse en todas las curvas de la figura 189 la misma dureza máxima aproximadamente, se comprende que ésta depende principalmente del contenido en carbono y que no se modifica sensiblemente con los elementos de aleación. En cambio, en las curvas de la figura 190 se observan claramente cómo al aumentar el porcentaje en carbono, aumentan las durezas que se obtienen después del temple.

78. Bandas de templabilidad

Debido al gran desarrollo adquirido por el ensayo Jominy, la «Society of Automotive Engineers» y el «American Iron & Steel Institute», han establecido para la mayoría de los aceros aleados

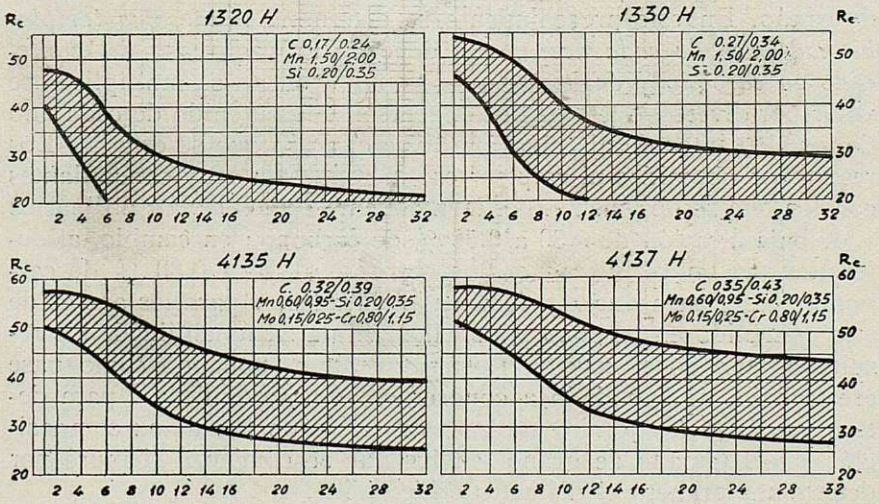


Figura 191

Bandas de templabilidad de dos aceros al manganeso y dos aceros cromo-molibdeno.

de construcción, curvas máximas y mínimas de templabilidad que limitan unas zonas dentro de las cuales deben de estar situadas las curvas Jominy de cada acero.

A los aceros que cumplen una determinada banda de templabilidad, se les ha ampliado la designación A.I.S.I o S.A.E. normal,

añadiéndoles una letra H que señala que el acero se ha fabricado para cumplir una cierta especificación de templabilidad. (H. Hardenability.)

Estas curvas se utilizan como especificaciones de recepción de numerosos tipos de aceros, y en muchos casos se están sustituyendo determinadas especificaciones de composición química, por las bandas de templabilidad.

En la figura 191 se pueden ver las bandas de templabilidad correspondientes a dos aceros al manganeso y dos aceros cromo-molibdeno.

79. Determinación de la curva Jominy en función de la composición y del tamaño del grano

En 1942, M. A. Grossmann, Director de Investigación de «Carnegie-Illinois Steel Corporation», dió a conocer un método para determinar la templabilidad de los aceros con una aproximación de un 10 a un 15 %, en función de la composición y del tamaño de grano. En este procedimiento se determina primero *la templabilidad base de cada acero,* que depende en cada caso del *contenido en carbono* y *del tamaño de grano,* y luego se multiplica ese valor por diversos factores que dependen del contenido de cada uno de los elementos de aleación que tiene el acero que se estudia. Los resultados obtenidos al emplear ese método, son muy concordantes con los que se obtienen experimentalmente en los aceros ordinarios y de baja aleación de 0,30 a 0,50 % de carbono ; en cambio, al determinar la templabilidad de los aceros de 0,20 a 0,30 % de carbono, se obtienen durezas demasiado elevadas, y para los aceros de alto contenido en carbono y para los de alta templabilidad, los resultados son poco exactos. Posteriormente y tomando como base ese trabajo, se han dado a conocer otros procedimientos para determinar la curva Jominy de los aceros, en función de su composición y del tamaño de grano, en los que se comienza siempre por determinar primero el diámetro crítico ideal.

Uno de los procedimientos más prácticos, es el debido a Joseph Field, que describimos con un ejemplo a continuación.

La composición del acero cuya curva Jominy se quiere determinar, es la siguiente :

C = 0,40 %	Mn = 0,80 %	Si = 0,25 %
Ni = 0,50 %	Cr = 0,50 %	Mo = 0,25 %

y su tamaño de grano es 7.

TABLA XVI-*a*

	C	tamaño de grano								
%	#5	#6	#7	#8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Rc-1/16"
0.01	0.0380	0.0340	0.0319	0.0300	1.033	1.007	1.004	1.0216	1.03	——
0.02	0.0550	0.0510	0.0460	0.0430	1.067	1.014	1.007	1.0432	1.06	——
0.03	0.0680	0.0629	0.0578	0.0538	1.100	1.021	1.011	1.0648	1.09	——
0.04	0.0791	0.0727	0.0672	0.0619	1.133	1.028	1.015	1.0864	1.12	——
0.05	0.0883	0.0814	0.0750	0.0697	1.167	1.035	1.018	1.1080	1.15	——
0.06	0.0949	0.0888	0.0821	0.0762	1.200	1.042	1.022	1.1296	1.18	——
0.07	0.1050	0.0960	0.0891	0.0833	1.233	1.049	1.026	1.1512	1.21	——
0.08	0.1122	0.1029	0.0957	0.0888	1.267	1.056	1.029	1.1728	1.24	——
0.09	0.1191	0.1090	0.1014	0.0941	1.300	1.063	1.033	1.1944	1.27	——
0.10	0.1259	0.1153	0.1065	0.0995	1.333	1.070	1.036	1.2160	1.30	39.0
0.11	0.1319	0.1217	0.1121	0.1041	1.367	1.077	1.040	1.2376	1.33	39.5
0.12	0.1373	0.1268	0.1177	0.1088	1.400	1.084	1.044	1.2592	1.36	40.0
0.13	0.1430	0.1320	0.1221	0.1137	1.433	1.091	1.047	1.2808	1.39	40.5
0.14	0.1480	0.1368	0.1270	0.1175	1.467	1.098	1.051	1.3024	1.42	41.0
0.15	0.1528	0.1413	0.1315	0.1212	1.500	1.105	1.055	1.3240	1.45	41.5
0.16	0.1579	0.1460	0.1355	0.1250	1.533	1.112	1.058	1.3456	1.48	42.0
0.17	0.1622	0.1500	0.1399	0.1287	1.567	1.119	1.062	1.3672	1.51	42.5
0.18	0.1670	0.1542	0.1438	0.1322	1.600	1.126	1.066	1.3888	1.54	43.0
0.19	0.1720	0.1583	0.1474	0.1361	1.633	1.133	1.069	1.4104	1.57	44.0
0.20	0.1761	0.1623	0.1509	0.1400	1.667	1.140	1.073	1.4320	1.60	44.5
0.21	0.1810	0.1662	0.1542	0.1436	1.700	1.147	1.077	1.4536	1.63	45.0
0.22	0.1855	0.1701	0.1579	0.1462	1.733	1.154	1.080	1.4752	1.66	45.5
0.23	0.1897	0.1741	0.1614	0.1499	1.767	1.161	1.084	1.4968	1.69	46.0
0.24	0.1939	0.1780	0.1642	0.1528	1.800	1.168	1.088	1.5184	1.72	47.0
0.25	0.1980	0.1820	0.1678	0.1560	1.833	1.175	1.091	1.54	1.75	47.5
0.26	0.2021	0.1857	0.1712	0.1589	1.867	1.182	1.095	1.5616	1.78	48.0
0.27	0.2060	0.1891	0.1743	0.1619	1.900	1.189	1.098	1.5832	1.81	48.5
0.28	0.2099	0.1923	0.1779	0.1642	1.933	1.196	1.102	1.6048	1.84	49.0
0.29	0.2138	0.1960	0.1814	0.1672	1.967	1.203	1.106	1.6264	1.87	49.5
0.30	0.2172	0.1991	0.1849	0.1700	2.000	1.210	1.109	1.6480	1.90	50.0
0.31	0.2205	0.2022	0.1879	0.1733	2.033	1.217	1.113	1.6696	1.93	50.5
0.32	0.2240	0.2059	0.1911	0.1760	2.067	1.224	1.117	1.6912	1.96	51.5
0.33	0.2272	0.2088	0.1941	0.1790	2.100	1.231	1.120	1.7128	1.99	52.0
0.34	0.2300	0.2120	0.1969	0.1819	2.133	1.238	1.124	1.7344	2.02	53.0
0.35	0.2339	0.2154	0.2000	0.1842	2.167	1.245	1.128	1.7560	2.05	53.5
0.36	0.2368	0.2181	0.2023	0.1869	2.200	1.252	1.131	1.7760	2.08	54.0
0.37	0.2401	0.2214	0.2052	0.1900	2.233	1.259	1.135	1.7992	2.11	54.5
0.38	0.2431	0.2241	0.2079	0.1922	2.267	1.266	1.139	1.8208	2.14	55.0
0.39	0.2460	0.2273	0.2107	0.1950	2.300	1.273	1.142	1.8424	2.17	55.5
0.40	0.2492	0.2300	0.2130	0.1976	2.333	1.280	1.146	1.8640	2.20	56.0
0.41	0.2522	0.2331	0.2159	0.2000	2.367	1.287	1.150	1.8856	2.23	56.5
0.42	0.2559	0.2360	0.2181	0.2021	2.400	1.294	1.153	1.9072	2.26	57.0
0.43	0.2586	0.2390	0.2209	0.2042	2.433	1.301	1.157	1.9288	2.29	58.0
0.44	0.2618	0.2420	0.2233	0.2065	2.467	1.308	1.160	1.9504	2.32	58.5
0.45	0.2642	0.2440	0.2259	0.2090	2.500	1.315	1.164	1.9720	2.35	59.0
0.46	0.2672	0.2465	0.2280	0.2117	2.533	1.322	1.168	1.9936	2.38	60.0
0.47	0.2701	0.2495	0.2301	0.2139	2.567	1.329	1.171	2.0152	2.41	60.5
0.48	0.2733	0.2521	0.2325	0.2159	2.600	1.336	1.175	2.0368	2.44	61.0
0.49	0.2762	0.2549	0.2352	0.2180	2.633	1.343	1.179	2.0584	2.47	61.5
0.50	0.2800	0.2580	0.2380	0.2200	2.667	1.350	1.182	2.0800		62.0
0.51	0.283	0.263	0.242	0.223	2.700	1.357	1.186	2.1016	Factor	62.5
0.52	0.286	0.266	0.244	0.225	2.733	1.364	1.190	2.1232		63.0
0.53	0.289	0.268	0.246	0.227	2.767	1.371	1.193	2.1448	=	63.5
0.54	0.292	0.271	0.249	0.229	2.800	1.378	1.197	2.1664		63.5
0.55	0.294	0.273	0.251	0.231	2.833	1.385	1.201	2.1880	%	64.0

Tabla para determinar en función de la composición y del tamaño de grano de cada acero, su diámetro crítico ideal y la dureza que se alcanza en la probeta Jominy a 1/16 de la base.

TABLA XVI-*b*

C	C tamaño de grano									
%	#5	#6	#7	#8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Rc-1/16"
0.56	0.297	0.275	0.253	0.233	2.867	1.392	1.204	2.2096	Mo x 3 + 1.00	64.0
0.57	0.300	0.277	0.256	0.235	2.900	1.399	1.208	2.2312		64.5
0.58	0.303	0.280	0.258	0.237	2.933	1.406	1.212	2.2528		64.5
0.59	0.305	0.282	0.260	0.239	2.967	1.413	1.215	2.2744		64.5
0.60	0.308	0.284	0.262	0.241	3.000	1.420	1.219	2.2960		65.0
0.61	0.311	0.287	0.264	0.243	3.033	1.427	1.222	2.3176		65
0.62	0.314	0.289	0.267	0.245	3.067	1.434	1.226	2.3392		65
0.63	0.316	0.291	0.269	0.247	3.100	1.441	1.230	2.3608		65
0.64	0.319	0.293	0.271	0.249	3.133	1.448	1.233	2.3824		65
0.65	0.321	0.295	0.273	0.251	3.167	1.455	1.237	2.4040		65
0.66	0.324	0.297	0.275	0.253	3.200	1.462	1.241	2.4256		65
0.67	0.326	0.299	0.277	0.255	3.233	1.469	1.244	2.4472		65
0.68	0.329	0.301	0.279	0.257	3.267	1.476	1.248	2.4688		65
0.69	0.331	0.303	0.281	0.259	3.300	1.483	1.252	2.4904		65
0.70	0.334	0.306	0.283	0.260	3.333	1.490	1.255	2.5120		65
0.71	0.336	0.308	0.285	0.262	3.367	1.497	1.259	2.5336	Factor = %Mo x 3 + 1.00	65
0.72	0.339	0.310	0.287	0.264	3.400	1.504	1.262	2.5552		65
0.73	0.341	0.312	0.289	0.266	3.433	1.511	1.266	2.5768		65
0.74	0.343	0.314	0.291	0.268	3.467	1.518	1.270	2.5984		65
0.75	0.346	0.316	0.293	0.270	3.500	1.525	1.273	2.62		65
0.76	0.348	0.318	0.295	0.271	3.533	1.532	1.276	2.6416		65
0.77	0.350	0.320	0.297	0.273	3.567	1.539	1.280	2.6632		65
0.78	0.352	0.322	0.299	0.275	3.600	1.546	1.284	2.6848		65
0.79	0.354	0.324	0.301	0.276	3.633	1.553	1.287	2.7064		65
0.80	0.356	0.326	0.303	0.278	3.667	1.560	1.291	2.7280		65
0.81	0.358	0.328	0.305	0.280	3.700	1.567	1.294	2.7496		65
0.82	0.360	0.330	0.307	0.282	3.733	1.574	1.298	2.7712		65
0.83	0.362	0.332	0.309	0.284	3.767	1.581	1.301	2.7928		65
0.84	0.364	0.334	0.310	0.286	3.800	1.588	1.306	2.8144		65
0.85	0.366	0.336	0.312	0.287	3.833	1.595	1.309	2.8360		65
0.86	0.368	0.338	0.314	0.289	3.867	1.602	1.313	2.8576	Factor = %Mo x 3 + 1.00	65
0.87	0.370	0.340	0.316	0.291	3.900	1.609	1.317	2.8792		65
0.88	0.372	0.342	0.318	0.293	3.933	1.616	1.320	2.9002		65
0.89	0.374	0.344	0.319	0.294	3.967	1.623	1.324	2.9224		65
0.90	0.375	0.346	0.321	0.296	4.000	1.630	1.321	2.9440		65
0.91	.....	.....	.....	.....	4.033	1.637	1.331	2.9656	.....	.....
0.92	.....	.....	.....	.....	4.067	1.644	1.334	2.9872	.....	.....
0.93	.....	.....	.....	.....	4.100	1.651	1.338	3.0088	.....	.....
0.94	.....	.....	.....	.....	4.133	1.658	1.343	3.0304	.....	.....
0.95	.....	.....	.....	.....	4.167	1.665	1.345	3.0520	.....	.....
0.96	.....	.....	.....	.....	4.200	1.672	1.349	3.0736	.....	.....
0.97	.....	.....	.....	.....	4.233	1.679	1.352	3.0952	.....	.....
0.98	.....	.....	.....	.....	4.267	1.686	1.356	3.1168	.....	.....
0.99	.....	.....	.....	.....	4.300	1.693	1.360	3.1384	.....	.....
1.00	.....	.....	.....	.....	4.333	1.700	1.364	3.1600	.....	.....
1.01	.....	.....	.....	.....	4.367	1.707	1.367	3.1816	.....	.....
1.02	.....	.....	.....	.....	4.400	1.714	1.370	3.2032	.....	.....
1.03	.....	.....	.....	.....	4.433	1.721	1.375	3.2248	.....	.....
1.04	.....	.....	.....	.....	4.467	1.728	1.378	3.2464	.....	.....
1.05	.....	.....	.....	.....	4.500	1.735	1.382	3.2680	.....	.....
1.06	.....	.....	.....	.....	4.533	1.742	1.386	3.2896	.....	.....
1.07	.....	.....	.....	.....	4.567	1.749	1.389	3.3112	.....	.....
1.08	.....	.....	.....	.....	4.600	1.756	1.393	3.3328	.....	.....
1.09	.....	.....	.....	.....	4.633	1.763	1.396	3.3544	.....	.....
1.10	.....	.....	.....	.....	4.667	1.770	1.400	3.3760	.....	.....

TABLA XVI-c

	C tamaño de grano									
%	#5	#6	#7	#8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Rc-1/16"
1.11	.....	.....	.....	.....	4.700	1.777	1.403	3.3976	.....	.....
1.12	.....	.....	.....	.....	4.733	1.784	1.406	3.4192	.....	.....
1.13	.....	.....	.....	.....	4.767	1.791	1.411	3.4408	.....	.....
1.14	.....	.....	.....	.....	4.800	1.798	1.414	3.4624	.....	.....
1.15	.....	.....	.....	.....	4.833	1.805	1.418	3.4840	.....	.....
1.16	.....	.....	.....	.....	4.867	1.812	1.422	3.5056	.....	.....
1.17	.....	.....	.....	.....	4.900	1.819	1.426	3.5272	.....	.....
1.18	.....	.....	.....	.....	4.933	1.826	1.429	3.5488	.....	.....
1.19	.....	.....	.....	.....	4.967	1.833	1.433	3.5704	.....	.....
1.20	.....	.....	.....	.....	5.000	1.840	1.437	3.5920	.....	.....
1.21	.....	.....	.....	.....	5.051	1.847	1.440	3.6136	.....	.....
1.22	.....	.....	.....	.....	5.102	1.854	1.444	3.6352	.....	.....
1.23	.....	.....	.....	.....	5.153	1.861	1.447	3.6568	.....	.....
1.24	.....	.....	.....	.....	5.204	1.868	1.450	3.6784	.....	.....
1.25	.....	.....	.....	.....	5.255	1.875	1.454	3.700	.....	.....
1.26	.....	.....	.....	.....	5.306	1.882	1.458	3.7216	.....	.....
1.27	.....	.....	.....	.....	5.357	1.889	1.461	3.7432	.....	.....
1.28	.....	.....	.....	.....	5.408	1.896	1.465	3.7648	.....	.....
1.29	.....	.....	.....	.....	5.459	1.903	1.470	3.7864	.....	.....
1.30	.....	.....	.....	.....	5.510	1.910	1.473	3.8080	.....	.....
1.31	.....	.....	.....	.....	5.561	1.917	1.476	3.8296	.....	.....
1.32	.....	.....	.....	.....	5.612	1.924	1.481	3.8512	.....	.....
1.33	.....	.....	.....	.....	5.663	1.931	1.484	3.8728	.....	.....
1.34	.....	.....	.....	.....	5.714	1.938	1.487	3.8944	.....	.....
1.35	.....	.....	.....	.....	5.765	1.945	1.491	3.9160	.....	.....
1.36	.....	.....	.....	.....	5.816	1.952	1.495	3.9376	.....	.....
1.37	.....	.....	.....	.....	5.867	1.959	1.498	3.9592	.....	.....
1.38	.....	.....	.....	.....	5.918	1.966	1.501	3.9808	.....	.....
1.39	.....	.....	.....	.....	5.969	1.973	1.506	4.0024	.....	.....
1.40	.....	.....	.....	.....	6.020	1.980	1.509	4.0240	.....	.....
1.41	.....	.....	.....	.....	6.071	1.987	1.512	4.0456	.....	.....
1.42	.....	.....	.....	.....	6.122	1.994	1.517	4.0672	.....	.....
1.43	.....	.....	.....	.....	6.173	2.001	1.520	4.0888	.....	.....
1.44	.....	.....	.....	.....	6.224	2.008	1.523	4.1104	.....	.....
1.45	.....	.....	.....	.....	6.275	2.015	1.527	4.1320	.....	.....
1.46	.....	.....	.....	.....	6.326	2.022	1.531	4.1536	.....	.....
1.47	.....	.....	.....	.....	6.377	2.029	1.535	4.1752	.....	.....
1.48	.....	.....	.....	.....	6.428	2.036	1.538	4.1968	.....	.....
1.49	.....	.....	.....	.....	6.479	2.043	1.541	4.2174	.....	.....
1.50	.....	.....	.....	.....	6.530	2.050	1.545	4.2390	.....	.....
1.51	.....	.....	.....	.....	6.581	2.057	1.5563	4.2616	.....	.....
1.52	.....	.....	.....	.....	6.632	2.064	1.5606	4.2832	.....	.....
1.53	.....	.....	.....	.....	6.683	2.071	1.5649	4.3048	.....	.....
1.54	.....	.....	.....	.....	6.734	2.078	1.5692	4.3264	.....	.....
1.55	.....	.....	.....	.....	6.785	2.085	1.5735	4.3480	.....	.....
1.56	.....	.....	.....	.....	6.836	2.092	1.5778	4.3696	.....	.....
1.57	.....	.....	.....	.....	6.887	2.099	1.5821	4.3912	.....	.....
1.58	.....	.....	.....	.....	6.938	2.106	1.5864	4.4128	.....	.....
1.59	.....	.....	.....	.....	6.989	2.113	1.5907	4.4344	.....	.....
1.60	.....	.....	.....	.....	7.040	2.120	1.5950	4.4560	.....	.....
1.61	.....	.....	.....	.....	7.091	2.127	1.5995	4.4776	.....	.....
1.62	.....	.....	.....	.....	7.142	2.134	1.6040	4.4990	.....	.....
1.63	.....	.....	.....	.....	7.193	2.141	1.6085	4.5208	.....	.....
1.64	.....	.....	.....	.....	7.224	2.148	1.6130	4.5424	.....	.....
1.65	.....	.....	.....	.....	7.295	2.155	1.6175	4.5640	.....	.....

TABLA XVI-*d*

C	tamaño de grano									
%	#5	#6	#7	#8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Re-1/16"
1.66	.....	.....	.....	.....	7.346	2.162	1.6220	4.5856	.....	———
1.67	.....	.....	.....	.....	7.397	2.169	1.6265	4.6072	.....	.....
1.68	.....	.....	.....	.....	7.448	2.176	1.6310	4.6288	.....	.....
1.69	.....	.....	.....	.....	7.449	2.183	1.6355	4.6504	.....	.....
1.70	.....	.....	.....	.....	7.550	2.190	1.640	4.6720	.....	.....
1.71	.....	.....	.....	.....	7.601	2.197	1.644	4.6936	.....	.....
1.72	.....	.....	.....	.....	7.652	2.204	1.648	4.7152	.....	.....
1.73	.....	.....	.....	.....	7.703	2.211	1.652	4.7368	.....	.....
1.74	.....	.....	.....	.....	7.754	2.218	1.656	4.7944	.....	.....
1.75	.....	.....	.....	.....	7.805	2.225	1.660	4.7800	.....	.....
1.76	.....	.....	.....	.....	7.856	2.232	1.664	.....	.....	.....
1.77	.....	.....	.....	.....	7.907	2.239	1.668	.....	.....	.....
1.78	.....	.....	.....	.....	7.958	2.246	1.672	.....	.....	.....
1.79	.....	.....	.....	.....	8.009	2.253	1.676	.....	.....	.....
1.80	.....	.....	.....	.....	8.060	2.260	1.680	.....	.....	.....
1.81	.....	.....	.....	.....	8.111	2.267	1.687	.....	.....	.....
1.82	.....	.....	.....	.....	8.162	2.274	1.694	.....	.....	.....
1.83	.....	.....	.....	.....	8.213	2.281	1.701	.....	.....	.....
1.84	.....	.....	.....	.....	8.315	2.288	1.708	.....	.....	.....
1.85	.....	.....	.....	.....	8.366	2.295	1.715	.....	.....	.....
1.86	.....	.....	.....	.....	8.417	2.302	1.722	.....	.....	.....
1.87	.....	.....	.....	.....	8.468	2.309	1.729	.....	.....	.....
1.88	.....	.....	.....	.....	8.519	2.316	1.736	.....	.....	.....
1.89	.....	.....	.....	.....	8.570	2.323	1.743	.....	.....	.....
1.90	.....	.....	.....	.....	8.621	2.330	1.750	.....	.....	.....
1.91	.....	.....	.....	.....	8.672	2.337	1.7529	.....	.....	.....
1.92	.....	.....	.....	.....	8.723	2.344	1.7558	.....	.....	.....
1.93	.....	.....	.....	.....	8.774	2.351	1.7587	.....	.....	.....
1.94	.....	.....	.....	.....	8.825	2.358	1.7616	.....	.....	.....
1.95	.....	.....	.....	.....	8.876	2.364	1.7645	.....	.....	.....
1.96	.....	.....	.....	.....	.....	2.372	1.7674	.....	.....	.....
1.97	.....	.....	.....	.....	.....	2.379	1.7703	.....	.....	.....
1.98	.....	.....	.....	.....	.....	2.386	1.7732	.....	.....	.....
1.99	.....	.....	.....	.....	.....	2.393	1.7761	.....	.....	.....
2.00	.....	.....	.....	.....	.....	2.400	1.7790	.....	.....	.....

%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni
2.01	1.7841	2.21	1.888	2.41	2.015	2.61	2.1635	2.81	2.3408	3.01	2.5575
2.02	1.7892	2.22	1.894	2.42	2.022	2.62	2.1720	2.82	2.3516	3.02	2.5700
2.03	1.7943	2.23	1.900	2.43	2.029	2.63	2.1805	2.83	2.3624	3.03	2.5825
2.04	1.7994	2.24	1.906	2.44	2.036	2.64	2.1890	2.84	2.3732	3.04	2.5950
2.05	1.8045	2.25	1.912	2.45	2.043	2.65	2.1975	2.85	2.3840	3.05	2.6075
2.06	1.8096	2.26	1.918	2.46	2.050	2.66	2.2060	2.86	2.3948	3.06	2.6200
2.07	1.8147	2.27	1.924	2.47	2.057	2.67	2.2145	2.87	2.4056	3.07	2.6325
2.08	1.8198	2.28	1.930	2.48	2.064	2.68	2.2230	2.88	2.4164	3.08	2.6450
2.09	1.8249	2.29	1.936	2.49	2.071	2.69	2.2315	2.89	2.4272	3.09	2.6575
2.10	1.830	2.30	1.942	2.50	2.078	2.70	2.240	2.90	2.4380	3.10	2.67
2.11	1.8352	2.31	1.9486	2.51	2.0857	2.71	2.249	2.91	2.4487	———	———
2.12	1.8402	2.32	1.9552	2.52	2.0934	2.72	2.258	2.92	2.4594	3.11	2.696
2.13	1.8454	2.33	1.9618	2.53	2.1011	2.73	2.267	2.93	2.4701	3.12	2.709
2.14	1.8506	2.34	1.9684	2.54	2.1088	2.74	2.276	2.94	2.4808	3.13	2.722
2.15	1.8558	2.35	1.9750	2.55	2.1165	2.75	2.285	2.95	2.4915	3.14	———
2.16	1.8610	2.36	1.9816	2.56	2.1242	2.76	2.294	2.96	2.5022	3.15	2.735
2.17	1.8662	2.37	1.9882	2.57	2.1319	2.77	2.303	2.97	2.5129	3.16	2.748
2.18	1.8714	2.38	1.9948	2.58	2.1396	2.78	2.312	2.98	2.5236	3.17	2.761
2.19	1.8766	2.39	2.0014	2.59	2.1473	2.79	2.321	2.99	2.5343	3.18	2.774
2.20	1.8820	2.40	2.0080	2.60	2.1550	2.80	2.330	3.00	2.5450	3.19	2.787

La determinación se hace utilizando las tablas XVI y XVII en la forma siguiente:

1.° En la tabla XVI se halla el factor base correspondiente a 0,40 % de carbono (1.ª columna) y tamaño de grano 7 (4.ª columna), cuyo valor es 0,2130.

2.° En la misma tabla XVI podemos determinar los factores de multiplicación para los diversos elementos de aleación. Buscando el porcentaje de cada elemento en la primera columna y luego en

TABLA XVI-*e*

%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni
3.20	2.80	3.32	2.980	3.44	3.164	3.56	.....	3.68	.....	3.80	.....
3.21	2.815	3.33	2.995	3.45	3.180	3.57	.....	3.69	.....	3.81	.....
3.22	2.830	3.34	3.010	3.46	3.196	3.58	.....	3.70	.....	3.82	.....
3.23	2.845	3.35	3.025	3.47	3.212	3.59	.....	3.71	.....	3.83	.....
3.24	2.860	3.36	3.040	3.48	3.228	3.60	.....	3.72	.....	3.84	.....
3.25	2.875	3.37	3.055	3.49	3.244	3.61	.....	3.73	.....	3.85	.....
3.26	2.890	3.38	3.070	3.50	3.26	3.62	.....	3.74	.....	3.86	.....
3.27	2.905	3.39	3.085	3.51	.....	3.63	.....	3.75	.....		
3.28	2.920	3.40	3.10	3.52	.....	3.64	.....	3.76	.....		
3.29	2.935	3.41	3.116	3.53	.....	3.65	.....	3.77	.....		
3.30	2.950	3.42	3.132	3.54	.....	3.66	.....	3.78	.....		
3.31	2.965	3.43	3.148	3.55	.....	3.67	.....	3.79	.....		

cada una de las demás el factor correspondiente a cada elemento, hallamos los siguientes valores:

$$Mn = 3{,}667$$
$$Si = 1{,}175$$
$$Ni = 1{,}182$$
$$Cr = 2{,}080$$
$$Mo = 1{,}750$$

3.° Multiplicando todos estos factores por 0,2130, que es el valor correspondiente a la templabilidad base para 0,40 % de carbono y tamaño de grano 7, encontramos para valor del diámetro crítico ideal:

$$D.I. = 0{,}2130 \times 3{,}667 \times 1{,}175 \times 1{,}182 \times 2{,}080 \times 1{,}750 = 3{,}95$$

4.° Para conocer los valores de dureza en cada uno de los puntos de la probeta Jominy, se utiliza primero la misma tabla XVI en la que hallaremos (primera y última columna), que la dureza que se obtiene a 1/16 de la base de la probeta templada con un contenido en carbono de 0,40 %, es de 56 Rockwell-C. Luego utilizando la

TABLA XVII-*a*

DI	¼"	½"	¾"	1"	1¼"	1½"	1¾"	2"
1.50	1.50	2.345	2.88	3.26	3.53	3.71	3.89	4.07
1.55	1.45	2.27	2.82	3.17	3.45	3.62	3.79	3.96
1.60	1.41	2.185	2.735	3.08	3.36	3.53	3.70	3.85
1.65	1.37	2.12	2.665	3.015	3.285	3.45	3.60	3.725
1.70	1.35	2.055	2.60	2.94	3.20	3.36	3.50	3.615
1.75	1.33	2.00	2.53	2.875	3.125	3.275	3.42	3.52
1.80	1.305	1.945	2.46	2.81	3.05	3.195	3.33	3.42
1.85	1.29	1.90	2.405	2.75	2.975	3.12	3.25	3.33
1.90	1.27	1.855	2.345	2.69	2.91	3.05	3.175	3.255
1.95	1.255	1.815	2.295	2.625	2.85	2.985	3.11	3.19
2.00	1.235	1.78	2.24	2.56	2.78	2.92	3.04	3.125
2.05	1.225	1.745	2.195	2.51	2.73	2.87	2.975	3.065
2.10	1.21	1.71	2.15	2.465	2.685	2.815	2.92	3.01
2.15	1.20	1.685	2.105	2.42	2.64	2.765	2.87	2.96
2.20	1.185	1.66	2.06	2.38	2.595	2.715	2.82	2.91
2.25	1.175	1.635	2.025	2.34	2.56	2.675	2.775	2.865
2.30	1.165	1.615	1.99	2.305	2.53	2.635	2.735	2.825
2.35	1.16	1.595	1.955	2.27	2.485	2.60	2.695	2.78
2.40	1.145	1.575	1.92	2.235	2.445	2.565	2.66	2.74
2.45	1.14	1.555	1.89	2.20	2.415	2.53	2.625	2.705
2.50	1.13	1.535	1.86	2.165	2.39	2.50	2.59	2.67
2.60	1.115	1.50	1.81	2.10	2.325	2.44	2.53	2.60
2.70	1.10	1.47	1.77	2.04	2.27	2.38	2.47	2.54
2.80	1.09	1.445	1.73	1.995	2.215	2.325	2.415	2.48
2.90	1.08	1.415	1.695	1.945	2.165	2.275	2.365	2.425
3.00	1.07	1.39	1.66	1.905	2.11	2.225	2.31	2.365
3.10	1.06	1.365	1.63	1.87	2.07	2.175	2.26	2.315
3.20	1.055	1.345	1.595	1.83	2.025	2.13	2.215	2.265
3.30	1.05	1.325	1.57	1.80	1.98	2.085	2.17	2.22
3.40	1.045	1.30	1.54	1.76	1.94	2.04	2.125	2.17
3.50	1.04	1.28	1.51	1.73	1.895	2.00	2.085	2.125
3.60	1.035	1.26	1.485	1.695	1.86	1.955	2.04	2.085
3.70	1.03	1.245	1.46	1.665	1.82	1.915	2.00	2.04
3.80	1.03	1.225	1.435	1.635	1.785	1.875	1.955	2.00
3.90	1.025	1.21	1.41	1.605	1.75	1.84	1.915	1.96

Tabla para la determinación de los factores de la dureza en diversos puntos de la probeta Jominy en función del diámetro crítico ideal.

TABLA XVII-*b*

DI	¼"	½"	¾"	1"	1¼"	1½"	1¾"	2"
4.00	1.02	1.195	1.385	1.575	1.71	1.80	1.875	1.92
4.10	1.02	1.18	1.36	1.545	1.68	1.76	1.835	1.88
4.20	1.02	1.165	1.34	1.515	1.645	1.725	1.80	1.845
4.30	1.015	1.155	1.315	1.485	1.61	1.69	1.76	1.81
4.40	1.01	1.145	1.29	1.455	1.58	1.655	1.725	1.775
4.50	1.01	1.13	1.27	1.43	1.55	1.62	1.69	1.735
4.60	1.01	1.12	1.25	1.40	1.515	1.585	1.65	1.70
4.70	1.005	1.11	1.23	1.375	1.485	1.555	1.62	1.665
4.80	1.005	1.10	1.21	1.35	1.455	1.525	1.585	1.63
4.90	1.005	1.09	1.195	1.325	1.425	1.495	1.55	1.595
5.00	1.00	1.08	1.18	1.305	1.40	1.46	1.52	1.56
5.10	1.00	1.07	1.16	1.28	1.37	1.43	1.49	1.53
5.20	1.00	1.065	1.145	1.26	1.345	1.40	1.455	1.495
5.30	1.00	1.06	1.13	1.235	1.32	1.375	1.425	1.46
5.40	1.00	1.05	1.115	1.22	1.295	1.345	1.395	1.43
5.50	1.00	1.04	1.10	1.20	1.275	1.32	1.365	1.40
5.60	1.00	1.035	1.085	1.18	1.25	1.29	1.33	1.365
5.70	1.00	1.03	1.075	1.16	1.225	1.265	1.30	1.335
5.80	1.00	1.025	1.065	1.145	1.20	1.24	1.27	1.305
5.90	1.00	1.02	1.055	1.125	1.18	1.215	1.24	1.275
6.00	1.00	1.015	1.05	1.11	1.155	1.19	1.215	1.24
6.10	1.00	1.01	1.04	1.09	1.135	1.165	1.185	1.215
6.20	1.00	1.01	1.035	1.08.	1.115	1.14	1.16	1.185
6.30	1.00	1.005	1.025	1.065	1.095	1.12	1.14	1.16
6.40	1.00	1.005	1.02	1.05	1.075	1.10	1.115	1.14
6.50	1.00	1.00	1.015	1.04	1.06	1.08	1.095	1.115
6.60	1.00	1.00	1.01	1.03	1.05	1.06	1.08	1.095
6.70	1.00	1.00	1.005	1.02	1.035	1.05	1.06	1.075
6.80	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.035	1.045	1.055
6.90	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.04
7.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.015	1.02	1.025
7.10	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.015	1.02
7.20	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01
7.30	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00

tabla XVII y buscando en la primera columna el diámetro crítico ideal D. I., que en nuestro caso es 3,95, hallaremos por interpolación entre 3,90 y 4 los factores que se señalan en la Tabla XVIII.

TABLA XVIII

Distancia a la base templada								
1/16"	1/4"	1/2"	3/4"	1"	1 1/4"	1 1/2"	1 3/4"	2"
Factores								
1	1,022	1,202	1,397	1,59	1,73	1,82	1,895	1,94

Factores correspondientes a diversos puntos de la probeta Jominy en un acero de 3,95 de diámetro crítico ideal.

La dureza correspondiente a los diversos puntos, se halla dividiendo la dureza inicial que se obtiene en la base (56 Rockwell-C) por el factor correspondiente a cada punto.

TABLA XIX

Distancia a la base templada								
1/16"	1/4"	1/2"	3/4"	1"	1 1/4"	1 1/2"	1 3/4"	2"
Durezas								
56	55	46,5	40	35,5	32,5	31	29,5	29

Dureza que se obtiene en diversos puntos de la probeta Jominy en un acero cromo níquel molibdeno de C=0,40 %, tamaño de grano 7 y diámetro crítico ideal 3,95.

El procedimiento que acabamos de describir, lo mismo que el concebido por Grossmann, aunque muy interesante porque da una idea muy aproximada de la templabilidad de los aceros, no es rigurosamente exacto. Las discrepancias entre los resultados que se obtienen de esta forma y los que se obtienen experimentalmente, provienen de que en estos métodos, se considera que cada elemento aleado, tiene un efecto multiplicador fijo en la templabilidad, para cada porcentaje de elemento aleado, e independiente del contenido en otros elementos de aleación. Debido precisamente a que no es

constante este factor de multiplicación, para las diversas combinaciones de composición, no son exactos los resultados que se obtienen, y aparecen algunas diferencias entre las templabilidades determinadas por este procedimiento y las reales o verdaderas.

80. Determinación del diámetro crítico ideal de un acero por medio del ensayo Jominy

Conociendo la curva Jominy de un acero, se puede determinar con ayuda de la figura 192, el diámetro crítico ideal. Para ello basta hallar la dureza en el acero que se estudia, correspondiente al 50 % de martensita, que viene señalada en función del contenido

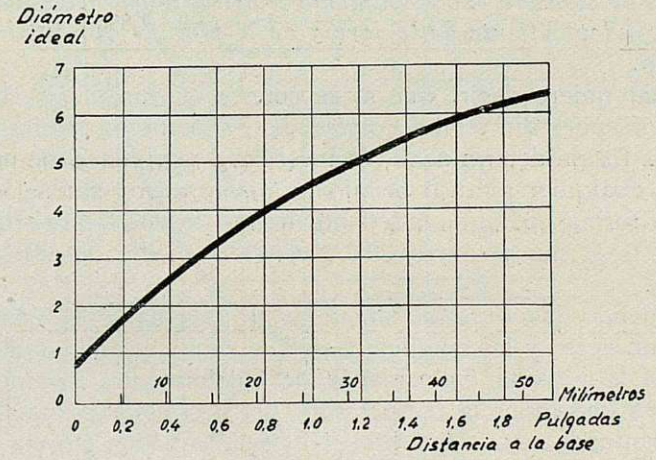


Figura 192

Gráfico para determinar el diámetro crítico ideal de un acero, cuando se conoce el punto de la probeta Jominy en cuya estructura hay 50 % de martensita.

en carbono de cada acero en la figura 180, y determinar luego en la curva Jominy la distancia a que se ha obtenido esa dureza. Finalmente, con ayuda del gráfico de la citada figura 192, hallaremos el diámetro crítico ideal que corresponde a esa distancia Jominy.

81. Un procedimiento para determinar la penetración de temple en los redondos de acero con ayuda de las curvas Jominy

El sistema que describimos a continuación, está basado en el ensayo de templabilidad ideado por Jominy, y en los trabajos efec-

tuados por diversos investigadores americanos e ingleses sobre la influencia en el temple de los aceros, del tamaño de las piezas y del medio de enfriamiento.

Este procedimiento, que no es rigurosamente exacto, da sin embargo, un grado de aproximación muy aceptable, para la mayoría de los problemas que se suelen presentar en la industria. Utilizándolo, se llega a determinar la dureza que se consigue en el interior de redondos de acero templados, ligando el ensayo Jominy con los resultados obtenidos al estudiar el enfriamiento continuo desde alta temperatura, de redondos de acero de diversos diámetros. Se relacionan, admitiendo que, *la dureza y propiedades físicas con que queda un acero después del temple efectuado en condiciones normales, es siempre exclusivamente función del proceso de enfriamiento e independiente de la forma de la pieza y del medio de enfriamiento.*

Lo cual quiere decir, que si se conoce la dureza que adquiere un acero después del temple, cuando el enfriamiento se ha efectuado de una forma determinada, conoceremos también la de cualquier punto de cualquier pieza o perfil del mismo acero que se haya enfriado de forma análoga, independientemente de su posición en la pieza, de la forma y tamaño de ésta y del medio de enfriamiento empleado.

Conociendo las durezas obtenidas al efectuarse el ensayo Jominy de un acero y las condiciones de enfriamiento de los diferentes puntos de la probeta (velocidades de enfriamiento, tiempos necesarios para descender la temperatura del acero hasta una temperatura determinada, etc.), que han sido determinadas teórica y experimentalmente, se puede conocer la dureza que se obtiene en el interior de las barras o piezas enfriadas en las mismas condiciones.

Al comparar las condiciones de enfriamiento de los puntos de la probeta Jominy y los puntos de los redondos de acero, han surgido entre los investigadores que han estudiado este problema, ciertas discrepancias que explicaremos a continuación.

Teoría de Jominy.—Jominy supone que si un acero al enfriarse desde la temperatura de austenización, tiene al llegar a los 704° en diversos procesos la misma velocidad de enfriamiento, las durezas que se obtienen son siempre aproximadamente iguales.

Eligió esa temperatura porque se encuentra precisamente en la zona en que la velocidad de enfriamiento ejerce influencia más decisiva en los resultados y además, porque a esa temperatura la velocidad no viene todavía modificada por los fenómenos térmicos que ocurren durante la transformación de la austenita, ya que los pun-

tos críticos Ar, Ar' o Ar''', aparecen a temperaturas inferiores. Además, la velocidad de enfriamiento a temperaturas próximas a 700°, sufre variaciones muy pequeñas para temperaturas iniciales de temple comprendidas entre 800° y 900°. En la figura 193 se señalan las velocidades de enfriamiento que se obtienen a 704° en los diversos puntos de las probetas Jominy.

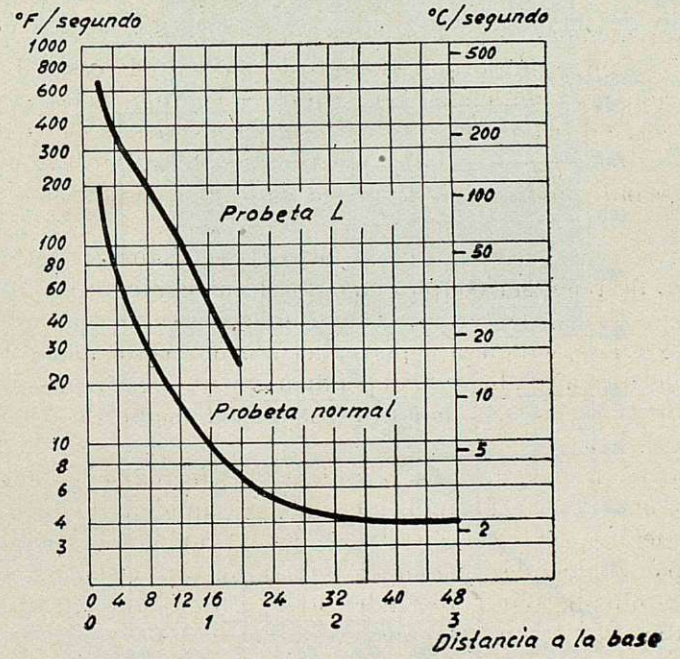


Figura 193
Velocidades de enfriamiento a 704° de los diversos puntos de las probetas Jominy.

Teoría de Grossmann.—Grossmann y sus colaboradores suponen en cambio que las durezas que se consiguen al templar un acero, son siempre las mismas cuando es constante el tiempo que tarda en descender la temperatura del acero desde la de temple, hasta una temperatura media entre la de temple y la del medio de enfriamiento. En la figura 194, se señalan los tiempos necesarios para que descienda la temperatura de los diversos puntos de la probeta Jominy desde 850° a 435°. Posteriormente se ha comenzado a emplear otros intervalos de temperatura para determinar la velocidad de enfriamiento, siendo actualmente una de las más empleadas la comprendida entre 734° y 482°.

Estudio comparativo de las teorías de Jominy y Grossmann. Aunque los resultados que se obtienen empleando ambos métodos son poco diferentes y se aproximan bastante a los que se obtienen experimentalmente, se sabe que las dos hipótesis citadas anteriormente, no son rigurosamente exactas. Fácilmente se comprende que a pesar de que sean las mismas las velocidades de enfriamiento a 704° o iguales los tiempos necesarios para que el acero descienda el intervalo de temperaturas fijado, en la mayoría de los casos, no

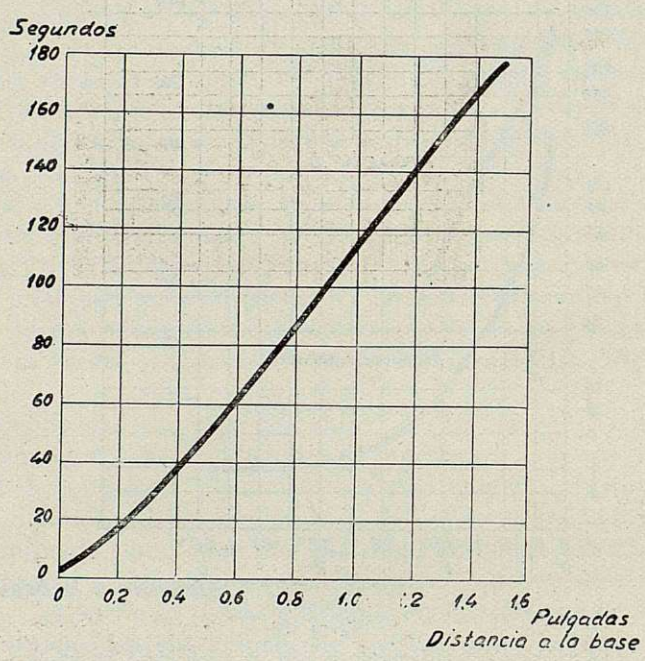


Figura 194

Tiempos necesarios para que descienda la temperatura desde 850° a 435° en distintos puntos de la probeta Jominy.

serán idénticos en todo momento los procesos de enfriamiento en los puntos de la probeta y en el interior de los redondos, y por lo tanto, la previsión que se haya hecho, no será exacta.

En la figura 196, se dan las equivalencias entre los puntos de la probeta Jominy y los puntos de los redondos y planos de acero enfriados en agua, empleando como base de cálculo las dos teorías que hemos explicado anteriormente. Se señalan los puntos de idéntica velocidad de enfriamiento a 704° y los puntos que necesitan el mismo intervalo de tiempo para que se realice un determinado des-

Figura 195

Horno y aparato de enfriamiento para el ensayo Jominy.

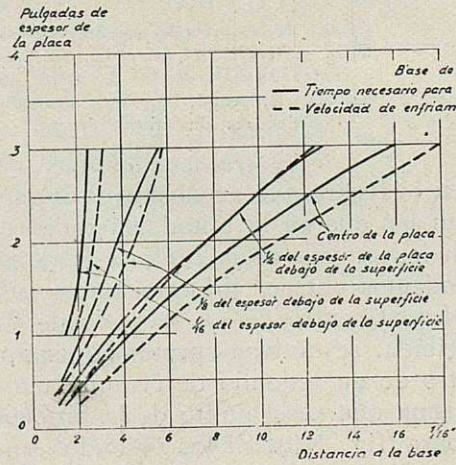


Figura 196-*a*

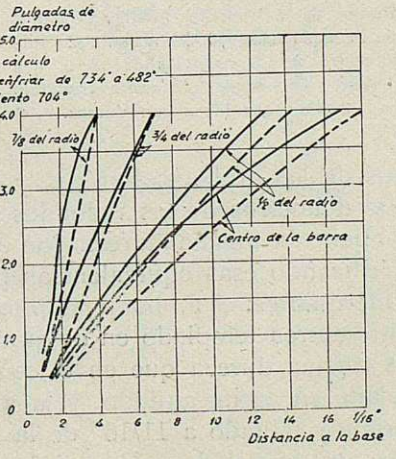


Figura 196-*b*

Puntos en el interior de los redondos y rectangulares de acero, enfriados en agua en movimiento (un metro por segundo) en los que se prevee que después del temple se conseguirá la misma dureza que en los puntos de la probeta Jominy.

censo de temperatura. Como resumen de las experiencias realizadas hasta la fecha con numerosos tipos de acero, parece que las determinaciones que se hacen comparando los tiempos de enfriamiento, se aproximan más a la realidad para redondos menores de 30 mm. de diámetro y las que se hacen comparando las velocidades de enfriamiento a 704°, son más exactas para redondos de 30 a 150 mm. de diámetro.

En la figura 190 se señalan en el ángulo inferior izquierdo los diámetros de los redondos de acero templados en agua o aceite agitados, en los que se obtienen las mismas durezas que en los pun-

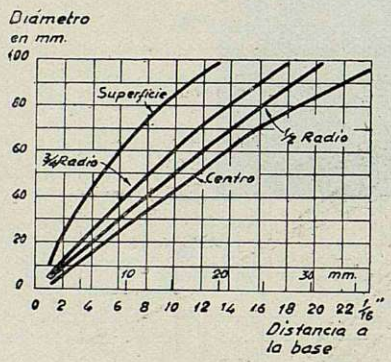


Figura 197

Puntos de las probetas Jominy y puntos de la superficie, 3/4 del radio, 1/2 radio y centro de los redondos de acero, que después del temple en aceite tranquilo quedan con la misma dureza.

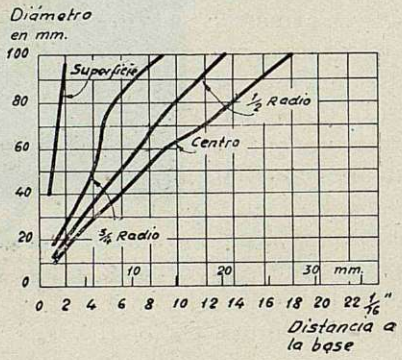


Figura 198

Puntos de las probetas Jominy y puntos de la superficie, 3/4 del radio, 1/2 radio y centro de los redondos de acero, que después del temple en agua tranquila quedan con la misma dureza.

tos de las probetas Jominy, y en la figura 189 en el mismo lugar, los diámetros de los redondos en los que en la mitad del radio se obtiene la misma dureza que en los puntos de la probeta Jominy. Utilizando esas equivalencias podemos obtener informaciones muy interesantes. Así, por ejemplo, en el centro de un redondo de 75 milímetros templado en agua agitada, se obtiene aproximadamente la misma dureza que en el centro de un redondo de 50 mm. templado en aceite agitado, y la misma que en el punto de la probeta Jominy situado a 11/16" de la base (fig. 190). Si los redondos son de un acero de: C=0,29 % ; Mn=0,50 % ; Ni=1,75 % ; y Mo=0,25 % (curva 4, fig. 190), la dureza que se obtiene en esos puntos sería de 24 Rockwell-C, o sea, una resistencia de 81 Kg/mm² aproximadamente.

DUREZAS QUE SE OBTIENEN EN REDONDOS DE ACERO TEMPLADOS EN AGUA Y ACEITE TRANQUILOS.—Las figuras 197 y 198 que han sido preparados por el «Subcomitee of Hardenability» de la A. S. M. y publicadas en el *Metals Handbook*, 1948, señalan la correspondencia entre los puntos de la probeta Jominy y los de los redondos de acero templados en agua y en aceite tranquilos.

82. Importancia del grado de agitación del medio de enfriamiento

En las figuras 189, 190, 196, 197 y 198, se han señalado las equivalencias de los puntos de las probetas Jominy, con los de los redondos de acero enfriados de diferentes formas. En algunas de esas figuras, se indica que el enfriamiento se hace en agua tranquila, en otras aceite tranquilo, otras veces en los mismos medios agitados, muy agitados, etc., y aunque se comprende que el grado de agitación tiene influencia en las velocidades de enfriamiento que se consiguen en los diferentes puntos de las piezas, no es fácil tener una idea clara de esa influencia.

A continuación, señalaremos algunos resultados obtenidos por C. R. Austin al templar en agua con diferentes grados de agitación, varias clases de aceros.

En la figura 199 se ven los resultados obtenidos al ensayar tres aceros, cuya composición es la siguiente:

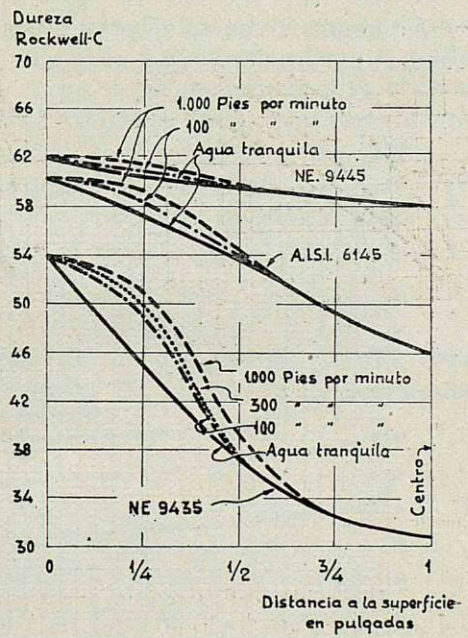


Figura 199

Influencia del grado de agitación, sobre las durezas que se consiguen en el interior de redondos de acero de 50 mm. de diámetro, templados en agua.

NE 9435.....	C = 0,35 %	Mn = 1,00 %	Cr = 0,40 %
	Ni = 0,40 %	Mo = 0,10 %	
A. I. S. I. 6145	C = 0,45 %	Mn = 0,80 %	Cr = 1,00 %
	Va = 0,15 %		
NE 9445.....	C = 0,45 %	Mn = 1,10 %	Cr = 0,40 %
	Ni = 0,50 %	Mo = 0,12 %	

Como resumen, Austin señala que el grado de agitación de los líquidos, ejerce una gran influencia en los resultados que se obtienen en los aceros de poco poder templante (NE 9.435), que en los aceros de gran templabilidad su influencia es mucho menor y que sus efectos se acusan más intensamente en las zonas del material próximas a la superficie, que en las que están en el centro de las barras.

83. Determinación de las durezas y resistencias en los redondos de acero después del temple y revenido

En muchos casos, al proyectista o constructor le interesa más conocer los resultados prácticos que puede conseguir con los aceros

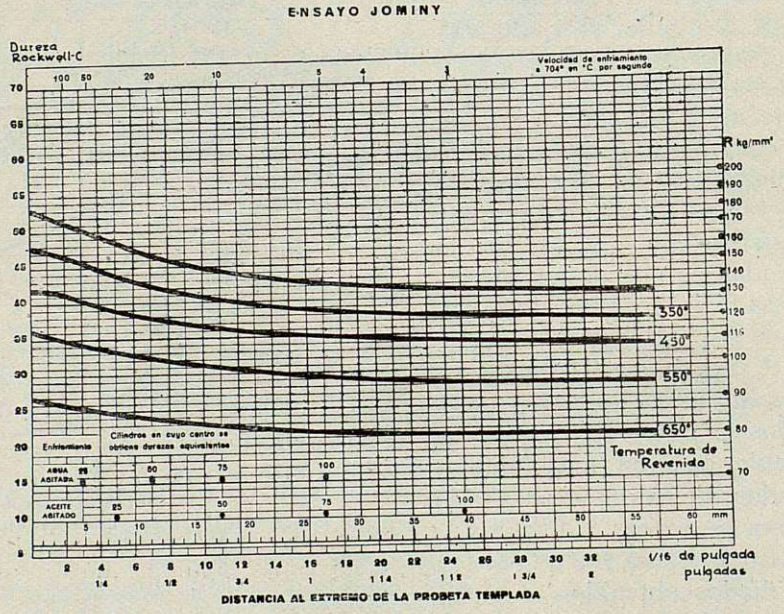


Figura 200

Curva Jominy normal y curvas de revenido de un acero de C=0,31 %, Mn=0,62 %, Cr=0,68 % y Ni=3,02 %.

en las condiciones de utilización, es decir, después del temple y revenido, que los que se obtienen después del temple. Los procedimientos más empleados para hallar esas características, eran hasta hace poco tiempo, los ya citados de temple de redondos gruesos y corte para determinación de durezas, pero ampliados con un tra-

samiento de revenido de las barras, sacando finalmente por mecanizado las probetas.

Esa información la podemos obtener también mucho más rápidamente y con una aproximación bastante aceptable, utilizando el ensayo Jominy y las equivalencias con los redondos de diversos diámetros, ya que se ha comprobado que después del temple y revenido, las durezas en el interior de los redondos son las mismas que las de los puntos equivalentes de la probeta Jominy, que después de ser enfriada por la base ha sufrido el mismo revenido.

Para hacer esas determinaciones se comenzará efectuando el ensayo Jominy, determinando luego las durezas a lo largo de toda la generatriz de la probeta y dibujando la curva correspondiente. Luego se da a la probeta un revenido a 350°, por ejemplo, se vuelven a hacer las durezas a lo largo de la generatriz y se construye también la curva Jominy con revenido a 350°, repitiendo luego la operación para revenidos de 450°, 550° y 650°.

De esta forma, tendremos las curvas Jominy de temple y revenido a diferentes temperaturas, en las que podremos hallar de la misma forma que anteriormente, las durezas correspondientes a los redondos de diferentes diámetros.

84. Determinación por medio del ensayo Jominy de las temperaturas de transformación de los aceros en el enfriamiento continuo

Por medio del procedimiento que describimos a continuación, debido a C. A. Liedholm, de la Piasecki Helicopter Corp., se puede determinar fácilmente en los aceros, las temperaturas de comienzo y fin de las transformaciones de la austenita en los enfriamientos continuos.

Para efectuar estas determinaciones, se utilizan varias probetas Jominy, comenzándose el ensayo de igual manera que en los ensayos ordinarios.

Después de iniciado el enfriamiento de la probeta por el chorro de agua, se interrumpe éste, introduciéndose rápidamente toda la probeta en agua salada helada. La duración del enfriamiento de la probeta por el chorro de agua, suele variar de treinta segundos a diez minutos (fig. 201). Observando luego con el microscopio la microestructura obtenida en los diferentes puntos de las probetas, se podrán observar en la zona cercana a la base, los constituyentes que habían aparecido como consecuencia de la transformación de la austenita hasta el momento en que se quitó la probeta

del chorro de agua, y en las zonas más alejadas, martensita u otras estructuras más o menos martensíticas, que habrán aparecido como consecuencia de la rápida transformación de la austenita que todavía estaba sin transformar.

Determinando después de operar en la forma señalada, las durezas a lo largo de dos o tres generatrices y construyendo los gráficos correspondientes (fig. 201), podemos estudiar lo que ha sucedido.

En la curva 3, por ejemplo, se comprende que en la zona situada desde el punto A hacia la izquierda, en el momento de introducir la probeta en agua fría, se había efectuado ya la transformación completa de la austenita, y que desde el punto B hacia la derecha, en ese mismo momento, parte del acero estaba todavía en

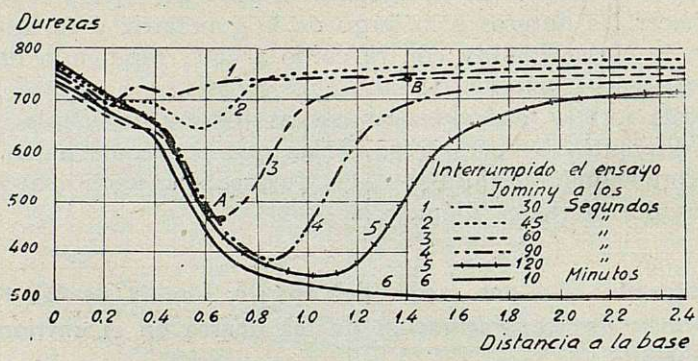


Figura 201

Curvas Jominy obtenidas con temple interrumpido, correspondientes a un acero de: C=0,74 %, Cr=1,43 % y Mo=0,23 %.

estado austenítico, pues sólo partiendo de ese estado se pueden obtener con el enfriamiento rápido, durezas tan elevadas como se han obtenido y que corresponden a estructuras de tipo martensítico. Por lo tanto, a los sesenta segundos en el punto A se estaba terminando la transformación, y en el punto B, se estaba iniciando.

En el gráfico de la figura 202, preparado por Rusell, se señala los procesos de enfriamiento de los puntos de la probeta Jominy, que nos sirven para conocer en cada momento las temperaturas de los diversos puntos de la probeta en el enfriamiento continuo. El proceso que se sigue en este ensayo es bastante parecido al que se empleó para determinar la curva de la «S», con la diferencia de que allí se empleaba un pequeño trozo de acero para estudiar el principio y fin de la transformación a una temperatura determinada, y aquí debe estudiarse las condiciones de enfriamiento de un punto

situado a una distancia de la base y ver en las diferentes probetas cuánto tiempo tarda en iniciarse y cuándo se termina en ese punto la transformación de la austenita. Por medio del examen microscópico de diversas zonas de las probetas, se determina cuándo empiezan y terminan las transformaciones en un punto cuya curva de enfriamiento se conoce (fig. 202), por ejemplo, la de 1" y luego se hace lo mismo con la curva de 1/2", etc.

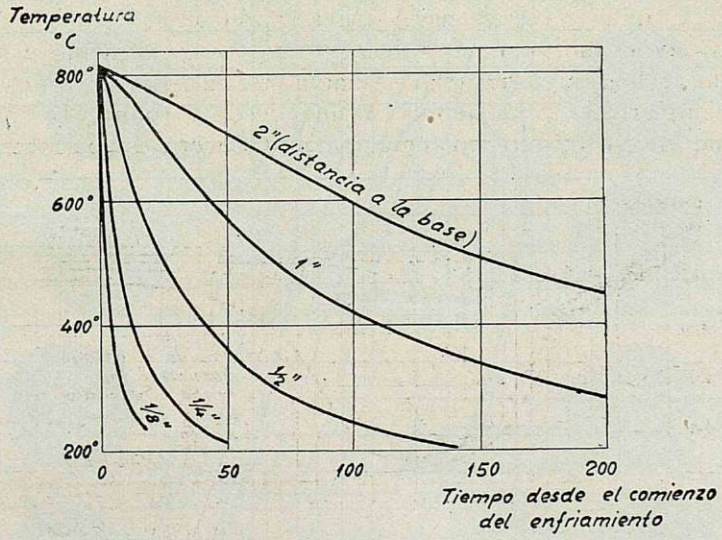


Figura 202

Procesos de enfriamiento de los diferentes puntos de la probeta Jominy. (Tiempo en segundos.)

Por lo tanto, para trazar un diagrama de enfriamiento continuo, análogo al de la figura 203, se comienza dibujando las curvas de enfriamiento de los diversos puntos de la probeta Jominy (fig. 202), luego se efectúa el ensayo en la forma antes señalada, que termina con el enfriamiento final de las probetas en agua salada muy fría. Finalmente, con ayuda de las observaciones microscópicas, se llega a determinar el tiempo necesario para la aparición de los diversos constituyentes (ferrita, bainita, perlita, etc.), en los puntos de las probetas Jominy situados a 1/8", 1/4", 1/2" y 1" de la base.

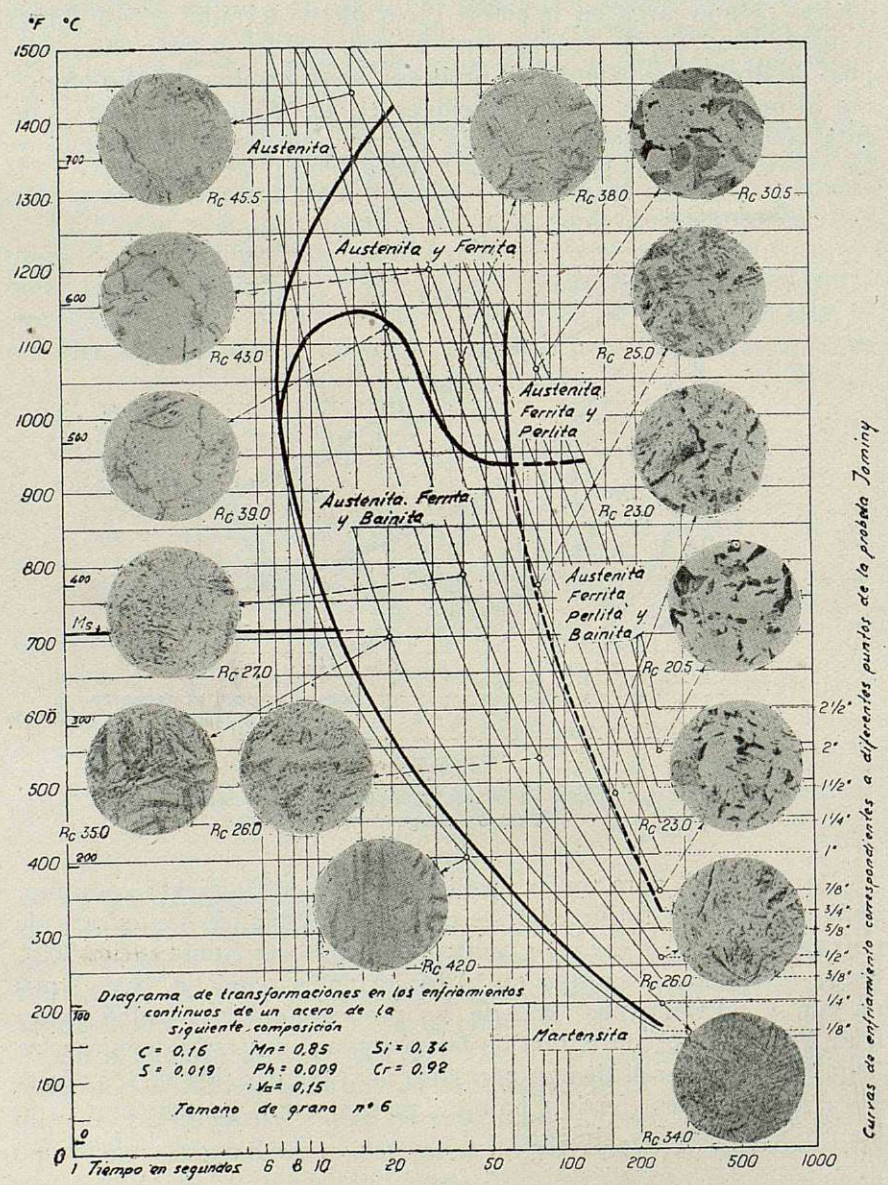


Figura 203

Curva de la «S», de enfriamiento continuo de un acero cromo vanadio de cementación, determinada por C. A. Liedhoim, empleando probetas Jominy.

CAPITULO IX

REVENIDO

85. Los aceros después del temple suelen quedar generalmente demasiado duros y frágiles para los usos a que van a ser destinados. Estos inconvenientes se corrigen por medio del revenido, que es un tratamiento que consiste en calentar el acero a una temperatura inferior a su temperatura crítica Ac_1, enfriándolo luego generalmente al aire y otras veces en aceite o agua, según la composi-

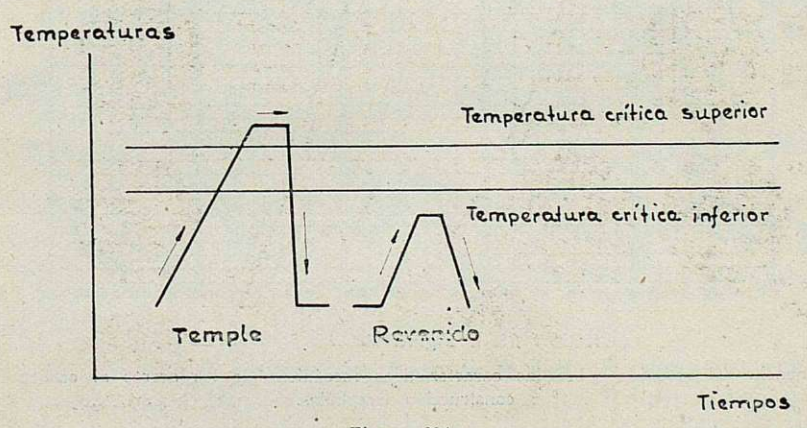


Figura 204

Esquema del temple y revenido de los aceros.

ción. El objeto del revenido no es eliminar los efectos del temple sino modificarlos, disminuyendo la dureza y la resistencia, aumentando la tenacidad y eliminando también las tensiones internas que tienen siempre los aceros templados.

Para comprender el fundamento de este tratamiento, es interesante estudiar el efecto que ejerce sobre las propiedades mecánicas del acero y sobre su microestructura.

86. Modificación de las características mecánicas

Comenzaremos estudiando primero la influencia que el revenido ejerce sobre las propiedades de los aceros al carbono templados, recordando que estos aceros después de un temple teóricamente perfecto, están constituídos por cristales de martensita. El acero en esa forma es muy resistente, pero tiene muy poca ductilidad y tenacidad. Si el acero templado se vuelve a calentar a diferentes temperaturas comprendidas entre la temperatura ambiente y 700°, y después se enfría al aire, la resistencia a la tracción disminuye progresivamente a medida que se eleva la temperatura del revenido y

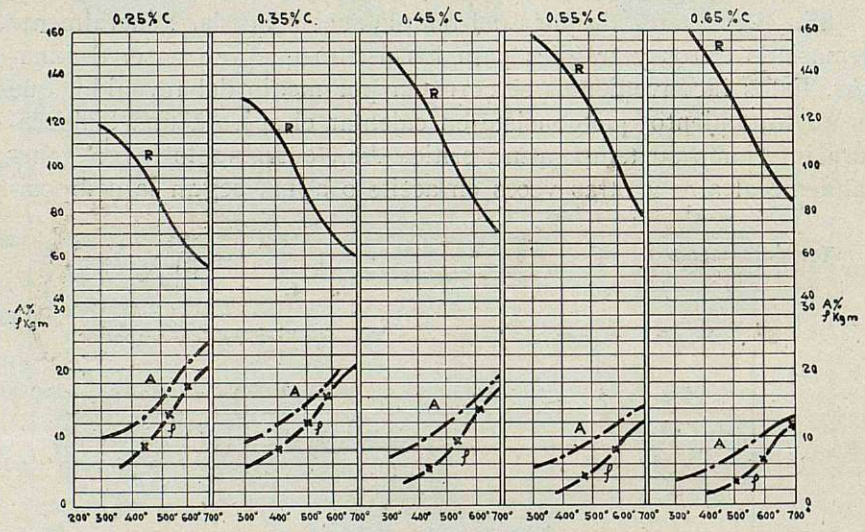


Figura 205

Influencia del revenido sobre las características mecánicas de los aceros al carbono de construcción templados.

al mismo tiempo aumenta la ductilidad y la tenacidad. La resistencia al choque o resiliencia, que es generalmente muy baja cuando el revenido se hace a temperaturas inferiores a 450°, aumenta en cambio notablemente cuando el revenido se efectúa a temperaturas más elevadas. En la figura 205 se puede ver las variaciones que experimentan las propiedades mecánicas de los aceros al carbono de 0,25 a 0,65 % de C en función de la temperatura de revenido.

Un acero de 0,45 % de carbono por ejemplo, templado en agua tiene aproximadamente una dureza de 550 Brinell y una resistencia de 190 Kg/mm², y después de ser revenido a 300°, queda aproxima-

damente con 150 Kg/mm² de resistencia, 7,5 % de alargamiento y 3 Kgm/cm² de resiliencia; con un revenido de 500°, queda con 110 Kg/mm² de resistencia, 12 % de alargamiento y 7,5 Kgm/cm² de resiliencia, y si la temperatura de revenido se eleva a 600°, quedará con R=85 Kg/mm², A=15,5 % y ρ=13,6 Kgm/cm².

La pérdida de dureza que experimentan con el revenido los aceros al carbono de herramientas de 0,70 % a 1,30 % de C templados, se puede ver en la figura 206.

En ciertos aceros especiales de alta aleación en los que después del temple queda además de martensita algo de austenita residual sin transformar, se presenta un curioso fenómeno de aumento de

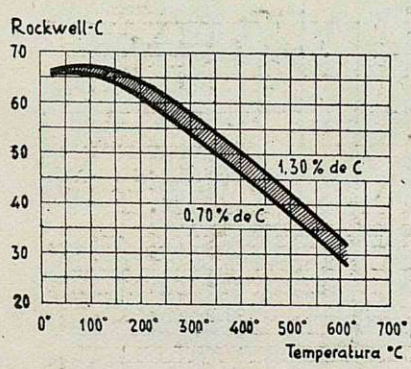


Figura 206

Influencia de la temperatura de revenido, sobre la dureza de los aceros al carbono de herramientas, templados.

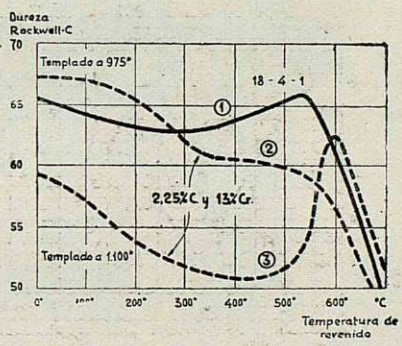


Figura 207

Influencia de la temperatura de revenido, sobre la dureza de un acero rápido de 18 % de tungsteno, 4 % de cromo y 1 % de vanadio, y sobre la de un acero indeformable de 13 % de cromo.

dureza cuando el revenido se hace en la zona de temperaturas comprendida entre 350° y 550° (fig. 207, curva 1). Entonces la austenita residual se transforma en martensita, apreciándose por ese motivo un sensible aumento de dureza (dureza secundaria). En las curvas de revenido correspondientes al acero de 13 % de cromo (curvas 2 y 3, fig. 207), se ve que cuanto más elevada es la temperatura de austenización, menor es la dureza que se obtiene después del temple, por ser mayor la cantidad de austenita residual que queda sin transformar. Luego, al efectuarse el revenido, es mayor el aumento de dureza, cuando más elevada haya sido la temperatura de temple, debido a que entonces es mayor que en otros casos, el porcentaje de austenita residual blanda (fig. 229), que se transforma en martensita muy dura.

Los aceros por efecto de las transformaciones que experimentan en el revenido, en general se contraen. En la figura 208 puede verse lo que ocurre con diversos aceros al carbono. En el gráfico se señalan en abscisas las temperaturas de revenido y en ordenadas las dilataciones o contracciones que el acero experimenta por efecto del revenido. La primera anotación corresponde a los aceros en bruto de laminación y la segunda a los aceros templados, pudiendo observarse la dilatación que todos ellos experimentan en el temple, y la contracción que experimentan en el revenido. En los aceros al

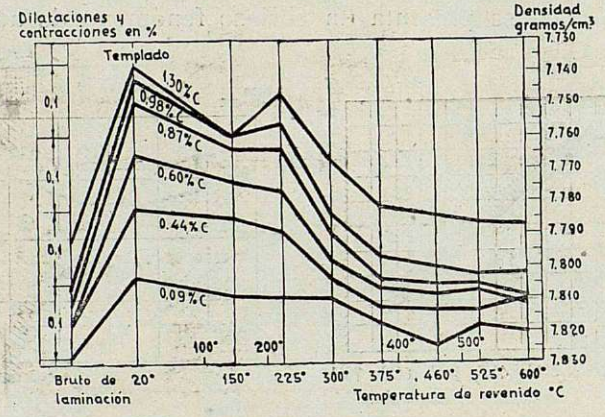


Figura 208

Dilataciones y contracciones que experimentan los aceros al carbono, en función de la temperatura de revenido.

carbono que después del temple tienen algo de austenita residual (0,98 y 1,30 % de carbono), se observa una variante en la zona de 150° a 225° debido a que entonces esa austenita se transforma en martensita y el acero en lugar de contraerse, como en los demás casos, se dilata.

87. Modificación de los constituyentes microscópicos

La variación de características que experimentan los aceros por efecto del revenido, son debidas a los cambios de microestructura que se producen y que consisten principalmente en la descomposición más o menos completa de la martensita que se había obtenido en el temple y que se transforma en otros constituyentes más estables (figs. 210 a 213).

Observando las microestructuras correspondientes a un acero de 0,90 % de C revenido, se ve que la primera transformación que

sufre la martensita, es una modificación de su estructura cristalina. La martensita alfa de retícula tetragonal obtenida en el temple, que contiene en solución sobresaturada considerable cantidad de carbono se transforma al iniciarse el calentamiento del acero en el revenido, en martensita beta de retícula cúbica de cuerpo centrado, o sea, de la misma malla reticular que la ferrita. Es decir, hay una ligera modificación en la malla cristalina y además el carbono

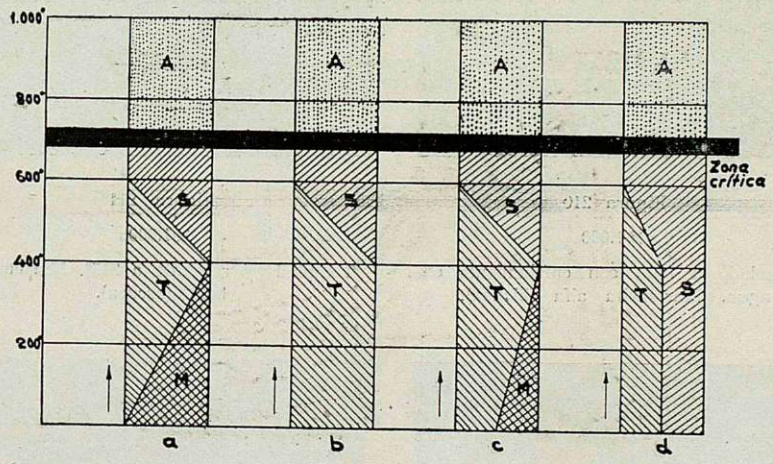


Figura 209

Modificaciones que con el revenido experimentan los constituyentes microscópicos que se obtienen en el temple de los aceros.

que tenía la martensita en solución sobresaturada, se precipita en forma de pequeñísimas partículas submicroscópicas, cuya naturaleza no está todavía bien definida. Por efecto de esta precipitación, se oscurecen las agujas de la martensita (fig. 211) y hay una disminución de volumen y un ligero aumento de dureza.

Al aumentar luego la temperatura de revenido, se inicia la formación de pequeñísimas partículas de cementita, acentuándose el ennegrecimiento de la estructura del acero, debido a la aparición de troostita (fig. 212). A 400° aproximadamente la estructura es ya totalmente troostítica, comenzando también hacia los 400° aproximadamente, la formación de sorbita que a 600° es el único constituyente del acero.

En la mayoría de los casos, es muy difícil observar con el microscopio el resultado y proceso de estas transformaciones, aún empleando 1.000 o más aumentos, porque el tamaño de las partícu-

las es pequeñísimo y su aspecto es muy difuso. Sin embargo se ve, que a medida que aumenta la temperatura de revenido, se va borrando progresivamente la estructura acicular de la martensita en forma de lanzas con ángulos de 60°. Cuando la temperatura de re-

Figura 210

×1.000

Templado a 780°, con enfriamiento en agua. Martensita alfa (blanca).

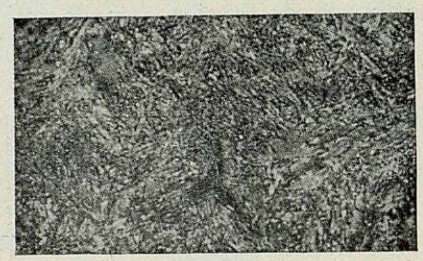


Figura 211

×1.000

Templad y revenido a 215°. Martensita beta (oscura).

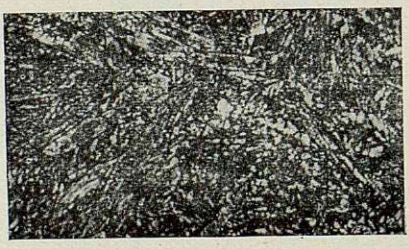


Figura 212

×1.000

Templado y revenido a 450°. Troostita y sorbita.

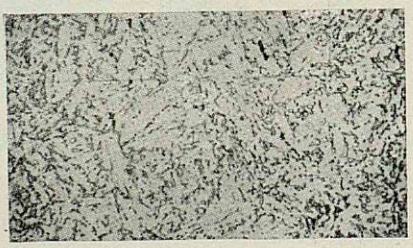


Figura 213

×1.000

Templado y revenido a 650°. Sorbita.

Microfotografías de un acero eutectoide templado y revenido a diversas temperaturas. (Vilella.)

venido es ya muy alta y la duración bastante larga, se consigue la coalescencia completa de la sorbita (fig. 213). Si el revenido se hace a temperaturas ligeramente inferiores a la del punto Ac_1, la cementita y los carburos adoptan la forma esferoidal más o menos perfecta.

En la figura 214, se representan esquemáticamente la transformación de la austenita en el enfriamiento, y la formación de los diversos constituyentes que aparecen en el revenido.

88. Transformaciones microscópicas en el revenido de los aceros con austenita residual

Cuando en la microestructura de los aceros templados aparece junto a los cristales de martensita cierta cantidad de austenita residual, debido a que el acero es de alta aleación o por haberse empleado una temperatura de temple muy elevada, o porque el enfriamiento ha sido muy rápido, las transformaciones en el revenido son

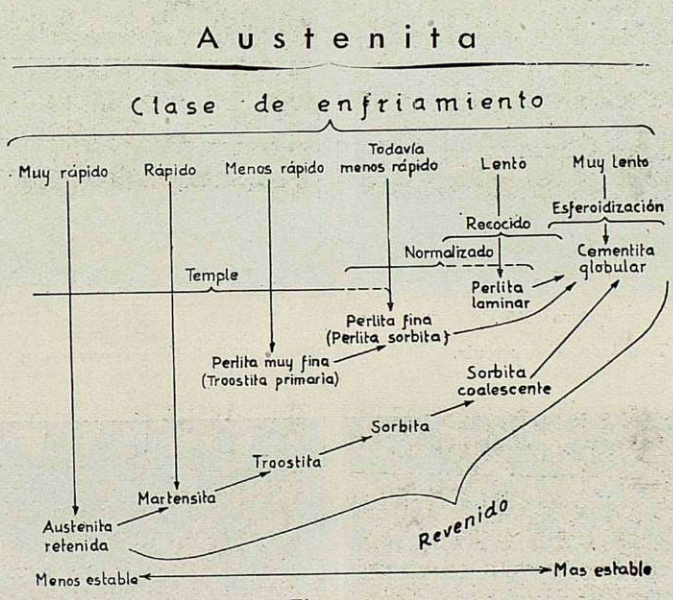


Figura 214

Esquema de los constituyentes que se forman en el enfriamiento de los aceros en estado austenítico, y en el revenido de los aceros templados.

más complicadas. Sin embargo, su interpretación se facilita mucho observando las ocho microfotografías (figs. 215 a 222) obtenidas de un acero de 1 % de carbono y 5 % de níquel templado a 925° y revenido a diferentes temperaturas. Este acero no es comercial y su composición se ha elegido precisamente para que sea fácil observar la austenita en la microestructura. La microfotografía núm. 215 corresponde al material templado sin revenir. Al comenzar el calentamiento del acero en el revenido, se inicia, como se ha dicho antes, la transformación de la martensita alfa en martensita beta y la precipitación del carbono que se manifiesta por un progresivo oscurecimiento de las agujas de martensita (figs. 216 y 217). El fondo blanco sobre el que destaca el reticulado martensítico, es de

austenita que no se modifica en esta primera fase del revenido. Luego se ve que a partir de 225° se inicia la descomposición de la austenita, observándose en la microestructura (figs. 219 y 220) una gradual desaparición del fondo blanco de austenita y un ennegrecimiento progresivo de toda la estructura. No existe completa unanimidad sobre la forma de efectuarse esta transformación; algunos

Figura 215
Templado sin revenir.

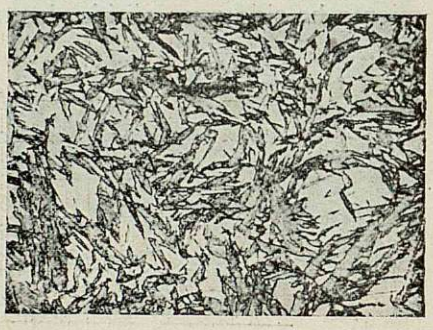


Figura 216
Templado y revenido a 175°.

Figura 217
Templado y revenido a 200°.

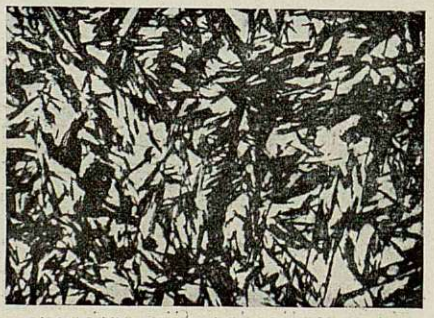


Figura 218
Templado y revenido a 225°.

Microfotografías de un acero de 1 % de carbono y 5 % de níquel, templado a 925° en agua y revenido a diversas temperaturas. ×750. (Morris Cohen.)

metalurgistas opinan que la austenita se transforma directamente en troostita, mientras, otros que son mayoría, creen que el proceso es: austenita-martensita-troostita, siendo muy difícil observar estos cambios porque las estructuras son muy finas y confusas.

Se ve en el acero que estamos estudiando, que la desaparición de la austenita ocurre en el intervalo 225°-375°. Hacia los 400° se

consigue el máximo oscurecimiento de la microestructura, que a esa temperatura está constituída casi exclusivamente por troostita. Al continuarse elevando la temperatura de revenido, comienzan a emerger partículas blancas de cementita y se inicia la coagulación de los carburos, obteniéndose a temperaturas más elevadas, primero troostita y sorbita, y luego finalmente sorbita.

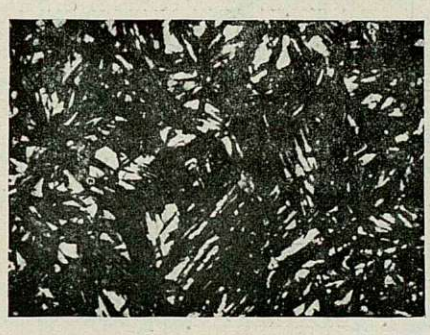


Figura 219
Templado y revenido a 300°.

Figura 220
Templado y revenido a 350°.

Figura 221
Templado y revenido a 575°.

Figura 222
Templado y revenido a 530°.

Microfotografías del mismo acero de las figuras 215 a 218.

En la figura 223 se representan las principales transformaciones que sufre el acero antes citado de 1 % de carbono y 5 % de níquel en el revenido. Al comenzar éste y cuando la temperatura es todavía baja, se modifica la dureza, observándose primero un ligero aumento y luego ya una continua y progresiva disminución al seguir aumentando la temperatura.

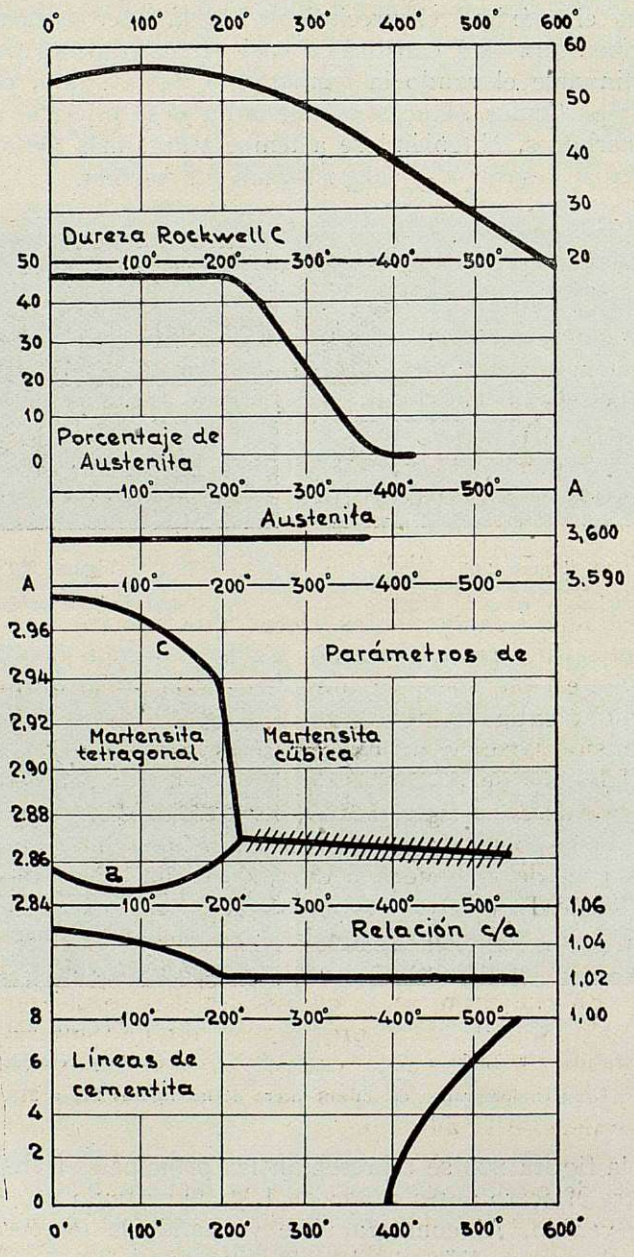


Figura 223

Variaciones que sufren con el revenido las propiedades y características de un acero de 1 % de C y 5 % de Ni, templado. (Morris Cohen.)

El contenido en austenita que después del temple era en este caso de 46,5 %, disminuye a partir de 210°, llegando a cero a 380°.

La modificación de los parámetros de la retícula cristalina, se realiza entre 20° y 225° y sus valores pasan al transformarse la retícula tetragonal en cúbica de 2,975 y 2,857 a 2,87 Angström aproximadamente para los tres lados del cubo, modificándose la relación entre los parámetros de los lados desiguales c/a desde 1,048 a 1,02.

También se ve que la aparición de la cementita se inicia a 395° aproximadamente.

Transformación de la austenita residual.—En el proceso de transformación de la austenita residual, influyen notablemente los porcentajes de carbono y de elementos de aleación que contiene la austenita.

En el revenido, la austenita retenida de los aceros al carbono y poco aleados, y la austenita retenida baja en carbono y en aleación, de los aceros altos en cromo o aceros rápidos, se descomponen en martensita, por mantenimiento del acero durante varias horas a la temperatura de revenido.

En cambio, cuando en los aceros altos en cromo o en los aceros rápidos, la austenita retenida es de alto contenido en carbono o de alta aleación, suele ser muy refractaria a transformarse y exige mucho tiempo de permanencia a la temperatura de revenido, para transformarse, y en muchos casos eso no se consigue ni aún después de más de mil horas de permanencia a temperatura.

Las curvas de la figura 224-*a*, señalan el avance de la transformación de la austenita residual en un acero cromo-vanadio-molibdeno de 1 % de carbono y 5,13 % de cromo. Esta representación gráfica recuerda mucho las curvas de la «S» de transformación isotérmica de la austenita, con la diferencia de que éstas se refieren al calentamiento de los aceros templados y sólo a la austenita residual. En esa figura se ve que para efectuarse la transformación a 200°, 300° y 400°, debe prolongarse durante mucho tiempo el calentamiento. A 550° son necesarias cuatro horas aproximadamente y a 600° bastan treinta minutos para que se efectúe la transformación completa de la austenita.

La figura 224-*b*, que se refiere a un acero de 1,6 % de carbono y 11,9 % de cromo, se ve que la austenita residual es más refractaria a transformarse que en el caso anterior. Por mantenimiento del acero a temperaturas inferiores a 400°, no se consigue la transformación de la austenita, y es necesario alcanzar los 600° para que se complete la transformación en tres horas, aproximadamente.

Para un acero determinado, la posición de estas curvas de transformación, depende del proceso de tratamiento utilizado. Cuanto más baja sea la temperatura de temple, la austenita residual será menos refractaria, y esas curvas se desplazarán hacia la izquierda. Si el temple se efectúa en cambio a alta temperatura, las curvas se desplazan hacia la derecha, y será más difícil conseguir la transformación isotérmica de la austenita retenida.

Cuando la austenita residual, es muy refractaria a transformarse

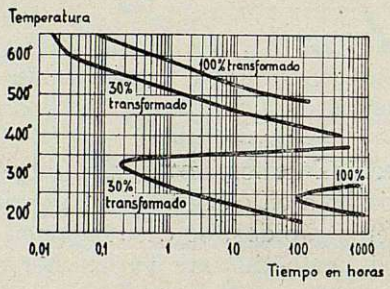


Figura 224 a

Curvas de transformación de la austenita retenida en un acero de la siguiente composición: C=1,00 %; Cr=5,13 %; Va=0,27 %; Mo=1,13 %, templado a 980° al aire.

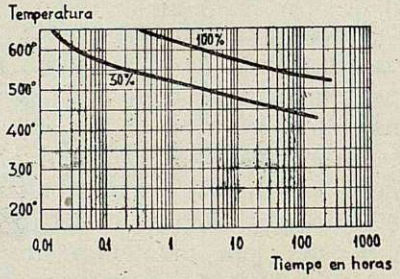


Figura 224 b

Curvas de transformación de la austenita retenida en un acero de la siguiente composición: C=1,60 %; Cr=11,9 %; Va=0,25 %; Mo=0,80 %, templado a 980° al aire.

en martensita por calentamiento a las temperaturas normales de revenido, sufre sin embargo en esos calentamientos una modificación importante. Hay una precipitación de carburos complejos de alta aleación y se modifica la composición de la austenita disminuyendo su porcentaje de carbono y de elementos aleados. Después de esa precipitación la austenita es menos estable que antes y en el posterior enfriamiento hasta la temperatura ambiente se transforma totalmente en martensita.

Doble revenido.—El rendimiento de las herramientas fabricadas con aceros rápidos y aceros indeformables de alto contenido en cromo, se mejora dándoles después del temple un doble revenido, con el que se eliminan las tensiones residuales y se evita que en las herramientas terminadas quede algo de martensita sin revenir.

En la figura 225 se representa esquemáticamente las transformaciones estructurales que ocurren en el tratamiento de un acero rápido.

Al calentarse el acero para el temple, se alcanza en toda la

masa el estado austenítico más o menos perfecto, que se conserva en el enfriamiento, hasta que se llega a la temperatura de formación de martensita. Entonces se inicia la transformación austenita-martensita y al llegar a la temperatura ambiente, el acero suele estar formado aproximadamente por un 80 % de martensita y el resto de austenita residual (fig. 225, 1.ª columna).

En el primer revenido se verifica la transformación de la martensita alfa en martensita beta, que se manifiesta por un oscurecimiento de la estructura (fig. 226, *a*, *b* y *c*). En este calentamiento, aunque la austenita retenida no se transforma en martensita, experimenta un cambio importante, que consiste en la precipi-

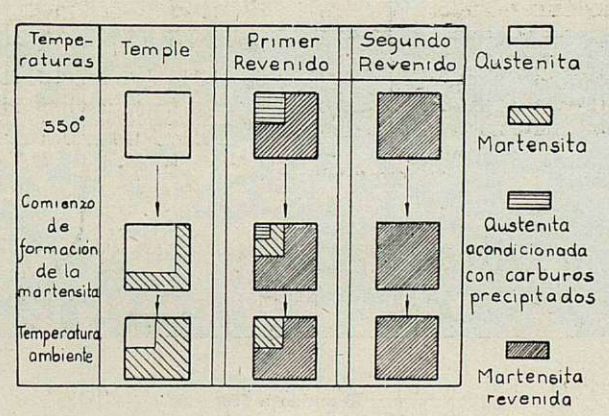
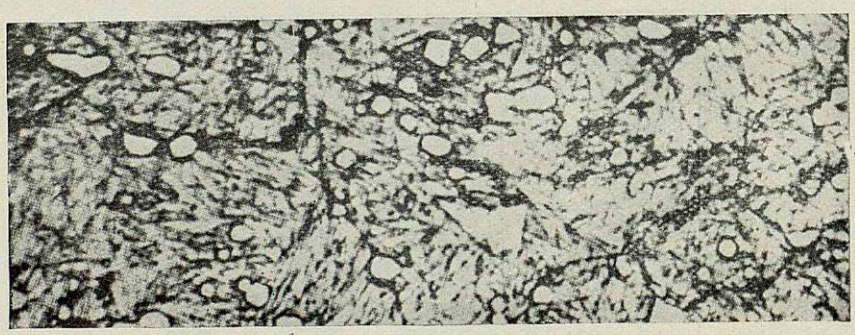


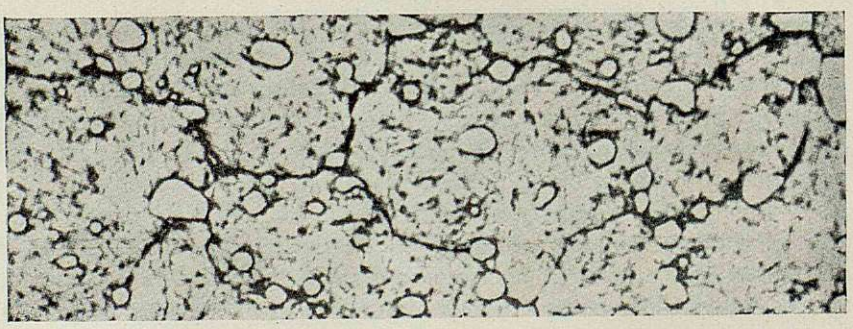
Figura 225
Representación esquemática de las transformaciones microscópicas que ocurren en el tratamiento de un acero rápido.

tación de carburos aleados. Entonces disminuye el contenido de aleación de la austenita, pero no cambia su estructura, recibiendo esta evolución el nombre de «acondicionamiento de la austenita» por quedar ahora en condiciones más favorables para transformarse. Este nuevo estado se señala en la 2.ª columna por un rayado horizontal. Luego, cuando el acero es enfriado hasta la temperatura ambiente, «la austenita acondicionada» se transforma en martensita, mientras la martensita revenida no sufre transformación. Obteniéndose por lo tanto martensita revenida y sin revenir. Como esta última tiene muchas tensiones internas, conviene eliminarlas antes de poner las herramientas en servicio, y para conseguirlo se calienta nuevamente el acero a 550° aproximadamente, quedando así la martensita totalmente revenida.

a
Revenido a 650°
Temperatura demasiado elevada



b
Revenido a 550°
Temperatura correcta



c
Revenido a 450°
Temperatura demasiado baja

Figura 226

Influencia de la temperatura de revenido en la microestructura de un acero rápido, 18-4-1 templado previamente a 1.225° al aire.

89. Fragilidad de revenido en la zona 225°-350°

Cuando se efectúa el revenido de algunas clases de aceros en la zona de temperaturas comprendida entre los 225° y 350° aproximadamente, se suele presentar una ligera disminución de la tenacidad. Si se efectúan ensayos sistemáticos con probetas de diversos aceros templados y revenidos a distintas temperaturas, se puede observar que en esa zona, algunos aceros, a pesar de experimentar un ablandamiento no presentan como era de esperar el clásico aumento de tenacidad, sino que ésta también disminuye (fig. 227).

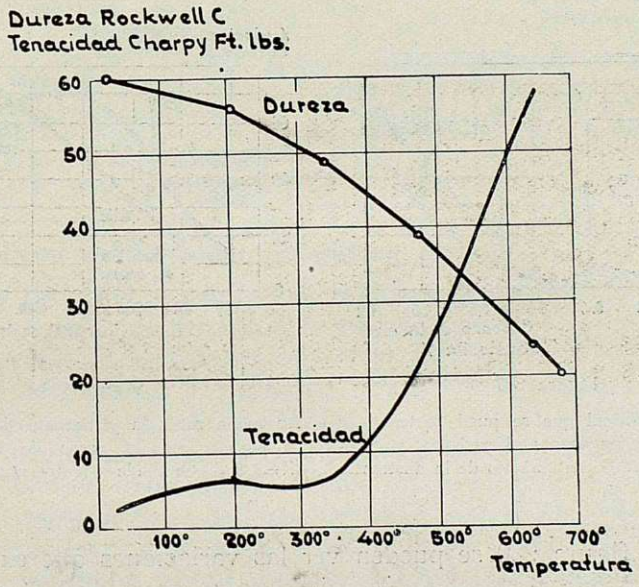


Figura 227

Influencia del revenido sobre la dureza y tenacidad de un acero cromo-vanadio de 0,45 % de carbono templado.

Este fenómeno se presenta en los aceros cuando después del temple queda en su microestructura algo de austenita residual. Al transformarse esa austenita en otros constituyentes de menor tenacidad que ella, se manifiesta la fragilidad.

En la aparición de este fenómeno tiene gran influencia el porcentaje de austenita residual, que varía bastante de unos casos a otros. En la figura 228 se puede ver la influencia del porcentaje de carbono en la cantidad de austenita residual que queda después

del temple, y en la figura 229 se ve también la gran influencia que tiene la temperatura de temple en la cantidad de austenita residual. La curva señala el porcentaje de austenita retenida correspondiente a calentamientos de media hora, señalándose a 860° los resultados que se obtienen con un minuto, dos horas y cuatro horas de permanencia. También se indica cómo a 825° con media hora de calentamiento se consigue la disolución completa de los carburos.

En los aceros de herramientas este fenómeno de fragilidad se acusa mucho más claramente en el ensayo de choque con torsión, que en los ensayos de choque en péndulo Izod o Charpy.

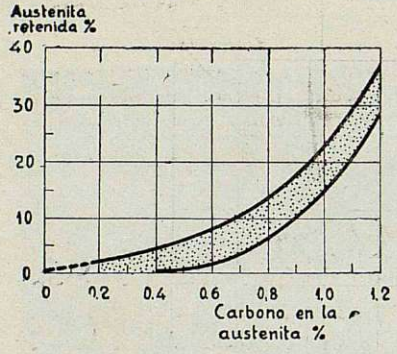


Figura 228

Austenita residual que se puede obtener en el temple de los aceros al carbono, en función del contenido en carbono de la austenita.

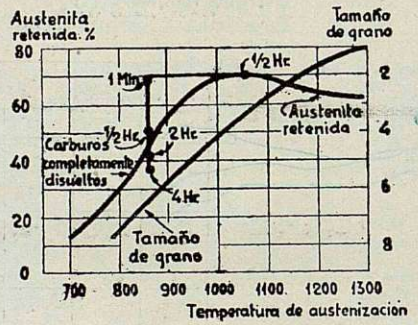


Figura 229

Austenita retenida y tamaño de grano que se obtiene en un acero de C=1,1 % y Ni=5,4 %, templado a temperaturas variables

En la figura 230 se pueden ver las variaciones que experimenta la resistencia al choque con torsión de un acero de 1 % de carbono, en función de la temperatura de revenido, observándose un máximo y un mínimo muy marcados. En la figura 231 se observa que la temperatura empleada en el temple influye en la situación de esos puntos. Este ensayo, que es muy interesante, tiene gran analogía con el trabajo de las brocas.

En los aceros de alta aleación esta fragilidad se presenta a más alta temperatura que en los aceros al carbono.

Los revenidos a muy baja temperatura, 150° a 200° aproximadamente, en cambio, son en general siempre recomendables porque eliminan las tensiones que tienen los aceros después del temple y aumenta la tenacidad, sin disminuir o disminuyendo muy poco, la dureza del acero.

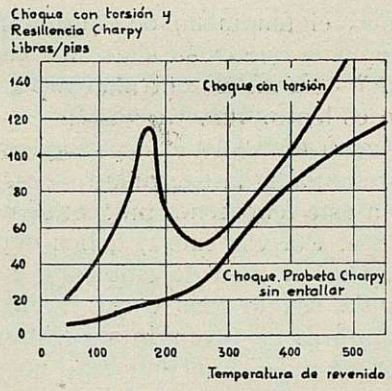


Figura 230

Influencia de la temperatura de revenido sobre la resistencia al choque con torsión y al choque, con probeta Charpy sin entallar, en un acero de 1 % de carbono templado a 780° en agua.

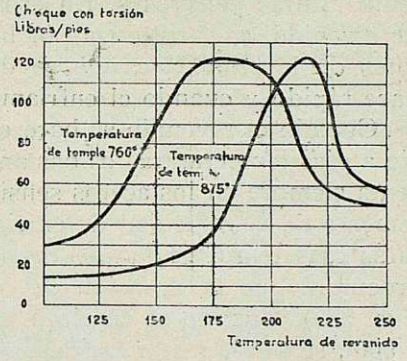


Figura 231

Influencia de la temperatura de temple en la resistencia al choque con torsión, de un acero al carbono de herramientas

90. Fragilidad del revenido (Fragilidad Krupp)

Es muy conocido el clásico fenómeno de fragilidad que se presenta en el revenido de los aceros cromo-níqueles y en algunas otras clases de aceros. A este fenómeno se le conoce con el nombre de «fragilidad de revenido o fragilidad Krupp» y se presenta cuando después del temple, el acero permanece durante bastante tiempo en la zona de temperaturas comprendidas entre 450° y 550°.

No se conocen bien las causas que producen esta fragilidad, y aunque se sospecha que puede ser debido a la precipitación de partículas submicroscópicas en las uniones de los granos, la realidad es que se trata de un fenómeno mal conocido y muy complejo.

Esa anormal fragilidad no va acompañada de cambios de dureza, volumen o de propiedades magnéticas que podrían ayudar a estudiar este fenómeno, ni se observan tampoco en el examen microscópico modificaciones de estructura (1), siendo en la actualidad el ensayo por choque, el único que acusa su existencia e importancia.

Cuando el revenido se hace a temperaturas superiores a 550°, la fragilidad se puede producir si el enfriamiento es muy lento, por permanecer el acero durante esa fase mucho tiempo en la zona de

(1) El profesor Cohen, del Instituto de Tecnología de Cambridge, ha dado a conocer muy recientemente un reactivo a base de ácido pícrico con agentes de adición orgánicos, que después de un ataque de 20 a 30 horas, parece que revela esas precipitaciones.

temperaturas peligrosas. En esos casos, el fenómeno de fragilidad de revenido, se caracteriza por la diferencia que existe entre los valores de la resiliencia que se obtienen cuando el enfriamiento se hace rápido y cuando el enfriamiento es lento.

Cuando el revenido se hace en la zona 450°-550° y la permanencia a esas temperaturas es bastante prolongada, la fragilidad se presenta siempre en los aceros sensibles a este fenómeno, independientemente de la velocidad de enfriamiento. Por esa causa, deben evitarse esas temperaturas de revenido y en el caso de emplearse se procurará que la duración del revenido sea lo más corta posible (fig. 233). Cuando se empleen temperaturas de revenido superiores a 550°, se puede evitar la fragilidad efectuando el enfriamiento muy rápidamente para evitar una permanencia prolongada del acero a esas temperaturas peligrosas. La adición de molibdeno en porcentajes de 0,15 a 0,50 % aproximadamente, es el remedio más eficaz para evitar esta fragilidad.

Ensayando un acero cromo-níquel de C=0,32 % ; Mn=0,62 % ; Cr=0,65 % y Ni=3 %, después del temple a 850° en aceite y revenido a 600° con enfriamiento en agua, obtuvimos 15, 14, 15,1 y 14,5 Kgm/cm² de resiliencia. Ensayadas otras probetas sacadas de las mismas barras alternadamente, con el mismo tratamiento de temple y revenido a 600°, pero con enfriamiento al aire, se obtuvieron 10,8, 9,5 y 8,7 Kgm/cm², y finalmente con otras enfriadas en el horno, los resultados fueron 3, 2,5, 2,8 y 2,7 Kgm/cm².

Para valorar la importancia de este fenómeno, se suele utilizar el coeficiente de la susceptibilidad absoluta S_a :

$$S_a = \frac{\text{resiliencia con enfriamiento muy rápido}}{\text{resiliencia con enfriamiento lento}} = \frac{\rho_1}{\rho_2}$$

También se suele utilizar el coeficiente de susceptibilidad relativa S_r :

$$S_r = \frac{\rho_1 - \rho_2}{\rho_1}$$

Otro ejemplo clásico de fragilidad de revenido es el que se cita a continuación : Se prepararon diversas probetas de resiliencia de un acero cromo-níquel de la siguiente composición :

C=0,35 % ; Mn=0,45 % ; Cr=1,50 % ; Ni=3 %

que fueron templadas en aceite desde 900° y luego revenidas durante dos horas a 650° y enfriadas con diferentes velocidades como se indica en la tabla XX. Ensayadas luego en péndulo Izod, dieron los siguientes resultados :

TABLA XX

Velocidades de enfriamiento desde la temperatura de revenido	Resiliencia Izod
Muy rápida (en agua)	43
2,5°/minuto	4
1°/minuto	3
0,50°/minuto	2

Influencia de la velocidad de enfriamiento después del revenido, en la resiliencia de un acero cromo-níquel.

En este caso el coeficiente de susceptibilidad absoluta es:

$$S_a = \frac{43}{2} = 21{,}5$$

e indica que el acero es muy susceptible a este fenómeno de fragilidad. Por lo tanto, para conseguir con este acero una tenacidad aceptable es necesario enfriarlo rápidamente en agua después del revenido.

La fragilidad que tiene un acero después de un revenido efectuado en condiciones desfavorables, se puede hacer desaparecer por medio de un segundo revenido a temperatura un poco más elevada, seguido de enfriamiento rápido. También se puede volver frágil un acero que ha quedado tenaz después de un revenido efectuado con enfriamiento rápido, si se le da un nuevo revenido con enfriamiento lento. Se puede por lo tanto, hacer aparecer y desaparecer esta fragilidad de los aceros por revenidos sucesivos.

91. Influencia de diversos factores en el fenómeno de fragilidad de revenido

VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO.—Ya hemos señalado que la velocidad de enfriamiento después del revenido, constituye un factor fundamental en el fenómeno de fragilidad. La influencia de esta velocidad varía mucho de unos aceros a otros y aún es diferente para aceros de la misma composición que tienen distintos porcentajes de azufre, fósforo y oxígeno.

Así, por ejemplo, en la figura 232 se ve que los dos aceros A y B cuando se emplean bajas velocidades de enfriamiento en el

revenido, tienen en el ensayo longitudinal la misma susceptibilidad absoluta máxima ($S_a = 2,3$), siendo en cambio distintas las velocidades críticas que hay que sobrepasar en el enfriamiento, para que no se presente el fenómeno de fragilidad.

En el ensayo longitudinal, para una velocidad de enfriamiento de 150°/hora, ninguno de los aceros presenta fragilidad. Para una velocidad de 75°/hora, el acero A continúa sin presentar fragilidad mientras el acero B presenta ya la susceptibilidad máxima. Por fin,

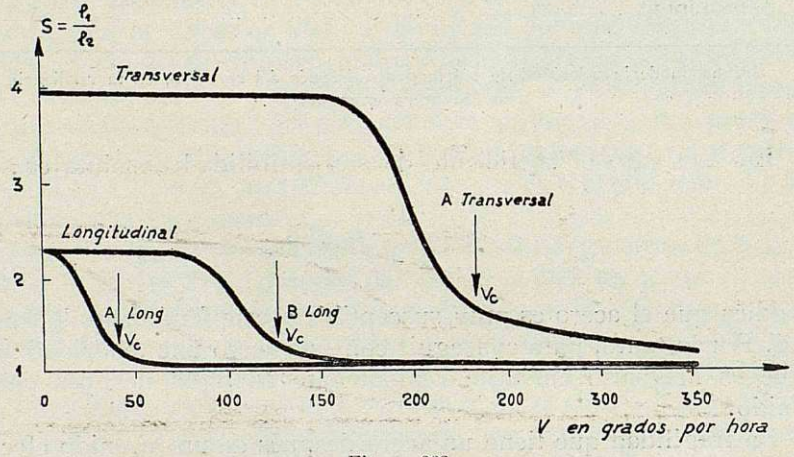


Figura 232

Influencia de la velocidad de enfriamiento después del revenido, sobre el coeficiente de susceptibilidad.

para velocidades de 15°/hora, los dos aceros presentan la susceptibilidad máxima, aunque las velocidades críticas de aparición de la fragilidad son diferentes.

Se observa también, que para un mismo acero laminado o forjado, la susceptibilidad y velocidades críticas, son mucho menores en el sentido longitudinal que en el transversal.

INFLUENCIA DEL TIEMPO DE PERMANENCIA DEL ACERO EN LA ZONA CRÍTICA.—Cuando el revenido se hace a temperaturas superiores a 550°, para que se presente este fenómeno de fragilidad hace falta, que en el proceso de enfriamiento, la permanencia del acero a las temperaturas críticas de 450° a 550°, sea superior a un tiempo determinado, que varía bastante de unos casos a otros.

Para estudiar esta influencia, Jolivet y Chouteau efectuaron una serie de experiencias con un acero de la siguiente composición:

C=0,15 % Mn=0,50 % Ni=1 % y Cr=1,80 %, manteniendo el acero después del temple y revenido, durante períodos de tiempo variables a diversas temperaturas comprendidas en el intervalo 400°-600°.

En la figura 233 se resumen algunos de los ensayos realizados. Se templaron las probetas a 875° con enfriamiento en aceite y luego fueron revenidas a 675° durante una hora. De todas ellas la mitad fueron enfriadas desde la temperatura de revenido rápidamente en agua (resiliencias ρ_1), y la otra mitad fueron enfriadas en baños

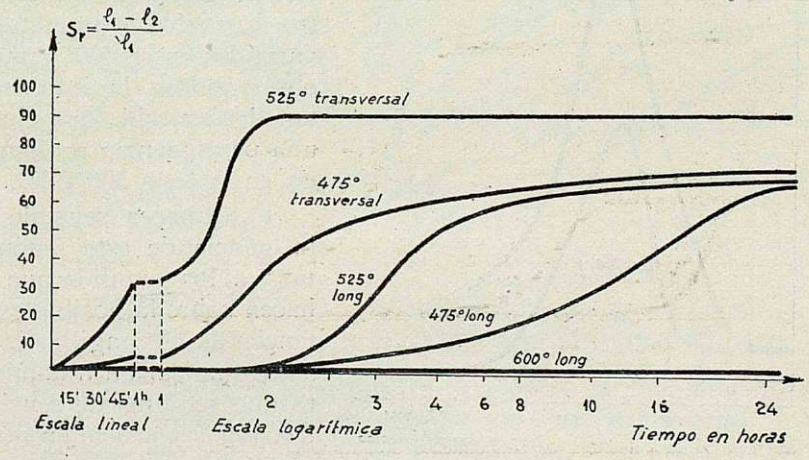


Figura 233

Aparición de la fragilidad de revenido en un acero templado a 875° en aceite y revenido a 675°, en función de la permanencia posterior del material a diversas temperaturas.

metálicos a temperaturas variables, manteniéndolas en ellos durante diferentes intervalos de tiempo y finalmente se enfriaron en agua (resiliencias ρ_2).

Se observa que la susceptibilidad crece al prolongarse la permanencia del acero durante el proceso de enfriamiento en la zona crítica de 450° a 550°. Se ve también que a 525° hace falta menos tiempo que a otras temperaturas para que la susceptibilidad sea máxima y que se presenta a las dos horas en el ensayo transversal y a las ocho horas aproximadamente en el longitudinal. A 475° hace falta ocho horas en el ensayo transversal y 24 horas en el longitudinal. A 600°, en cambio, se ve que a pesar de permanecer el acero a temperatura 24 horas, no se presenta el fenómeno. Se observan también diferencias notables entre la susceptibilidad en el ensayo trans-

versal y longitudinal, siendo el crecimiento de la susceptibilidad mucho más rápido en el primero que en el segundo.

TEMPERATURAS EN QUE SE ACUSA MÁS ESTE FENÓMENO.—En la figura 234 se señalan los valores de susceptibilidad absoluta que se obtienen en los anteriores ensayos cuando el acero después de templado y revenido a 675°, es mantenido en el proceso de enfriamiento durante veinticuatro horas a temperaturas variables entre 400° y 600°, observándose la influencia tan desfavorable que ejerce una permanencia prolongada en la zona 500°-525°.

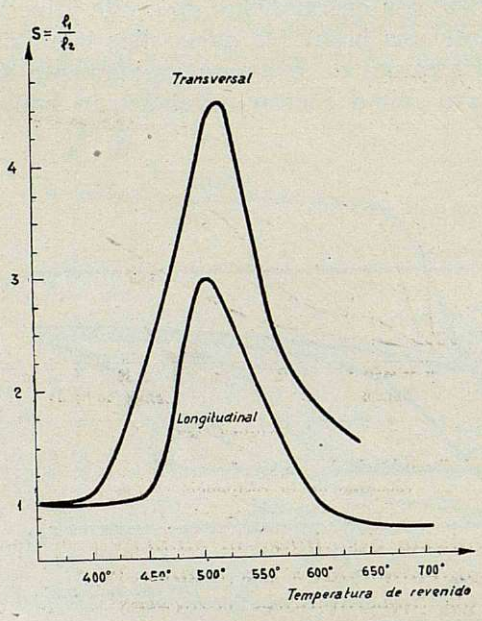


Figura 234

Temperaturas críticas de aparición del fenómeno de fragilidad de revenido. El acero fué templado a 875° en aceite, revenido a 675° y luego mantenido durante veinticuatro horas a las temperaturas que se señalan en la figura.

Para hacer sensible la influencia de este fenómeno, en los estudios que se hacen sobre la posible existencia de la fragilidad, se suele emplear un tratamiento que se llama de sensibilización y consiste en mantener a los aceros después del temple y revenido durante un período de 10 a 24 horas a 525°, que según la figura 234, es la temperatura donde se manifiesta con más intensidad esa desfavorable influencia, y que por eso servirá mejor que ninguna otra para manifestar o revelar ese peligroso fenómeno.

INFLUENCIA DE DIVERSOS FACTORES CUANDO EL REVENIDO SE EFECTÚA A TEMPERATURAS SUPERIORES A 600°.—En las figuras 235 y 236 señalamos los resultados de unas experiencias efectuadas por Jolivet con el mismo acero cromo-níquel citado anteriormente, para conocer la influencia que ejercen en este tratamiento la temperatura de revenido y el tiempo de permanencia del acero a esa temperatura. Los ensayos se realizaron templando las probetas a 875° con enfriamiento en aceite y luego fueron revenidas a temperaturas va-

riables de 650° a 720°. De todas las probetas, la mitad fueron enfriadas desde la temperatura de revenido rápidamente en agua (resiliencia ρ_1) y a la otra mitad se les dió un tratamiento de sensibilización, que consiste en pasarlas desde la temperatura de revenido a un baño a 525°, permaneciendo las probetas a esa temperatura durante veinticuatro horas y luego se enfriaron en agua (resiliencia ρ_2).

En la figura 235 se señalan las resiliencias (ρ_2) obtenidas después del temple, del revenido y del tratamiento de sensibilización a 525°, observándose que en esas condiciones (que son las más desfavorables), la resiliencia aumenta con la temperatura de revenido y la duración del mismo.

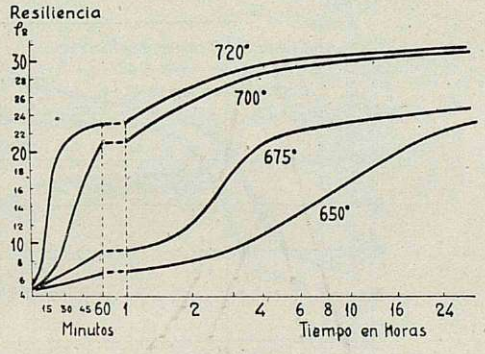


Figura 235

Influencia de la temperatura y de la duración del revenido en la resiliencia de los aceros.

En la figura 236 se dan los valores de susceptibilidad absoluta

$$S_a = \frac{\text{resiliencias } \rho_1}{\text{resiliencias } \rho_2}$$

observándose que la susceptibilidad disminuye al aumentar la temperatura y la duración del mantenimiento a esa temperatura.

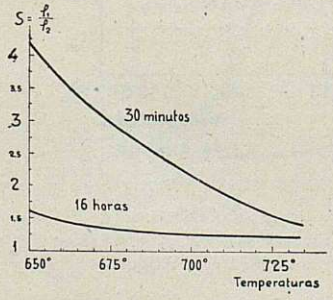


Figura 236

Influencia de la temperatura y de la duración del revenido en la susceptibilidad.

En recientes trabajos de los investigadores franceses se ha revelado que un mantenimiento prolongado del acero a una temperatura suficientemente elevada, y ligeramente inferior a Ac_1 disminuye la posibilidad de la posterior aparición de la fragilidad, siendo esta influencia tanto más marcada cuanto más elevada sea la temperatura de calentamiento.

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE ENSAYO.—Un avance muy grande en el conocimiento de la fragilidad de revenido de los aceros, se consiguió al efectuarse los ensayos a temperaturas variables desde 70° hasta 100° bajo cero.

En la figura 237 se pueden ver los resultados obtenidos al en-

sayar un acero cromo-molibdeno que a la temperatura ambiente no presenta esa fragilidad y otro al cromo que sí la acusa. El ensayo se comenzó templando ambos aceros a 845° en aceite y luego fueron revenidos a 620°, enfriando desde esa temperatura unas probetas en agua y otras en el horno.

Se ve que a pesar de obtenerse con ambos aceros características

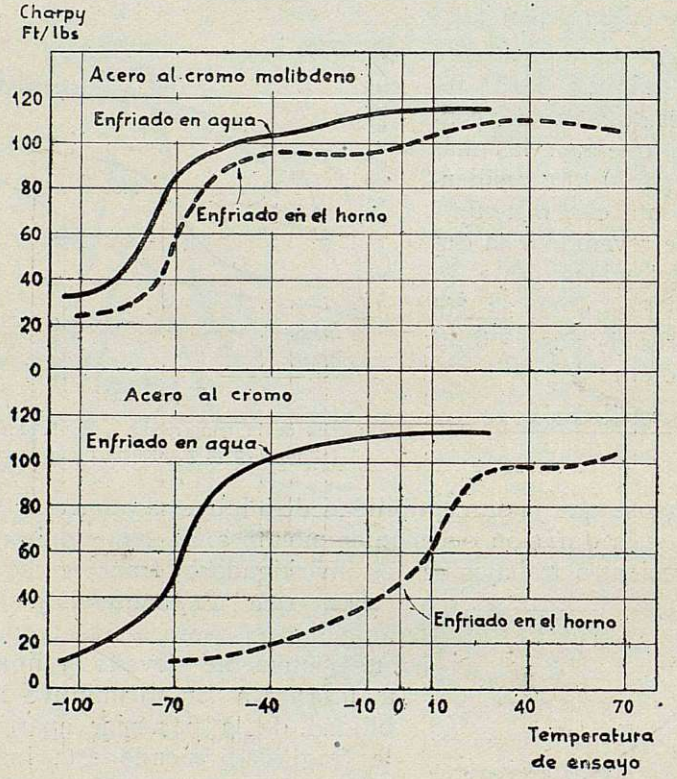


Figura 237

Ensayo de fragilidad de revenido de un acero cromo-molibdeno y de un acero al cromo, templados a 845° en aceite y revenidos a 620°, enfriándose los aceros a partir de esa temperatura, como se indica en la figura.

bastante similares cuando se ensayan a 25°, las verdaderas cualidades de ambos aceros son muy diferentes. Esta diferencia se destaca al comprobar el valor tan bajo de la resiliencia que en el ensayo efectuado a 10° ó 20° bajo cero tiene el acero al cromo templado y revenido a 620°, que después del revenido ha sido enfriado lentamente dentro del horno, mientras que la resiliencia del acero

cromo-molibdeno enfriado en el horno después del revenido, es muy aceptable a 10° y a 40° bajo cero. Se ve también que siempre después del enfriamiento en agua, se obtienen resiliencias más altas, y que en el acero al cromo, ejerce más influencia que en el cromo-molibdeno, la velocidad de enfriamiento.

TRATAMIENTO DE SENSIBILIZACIÓN.—La influencia de este tratamiento se acusa perfectamente en los ensayos a temperaturas variables desde 70° a —100°.

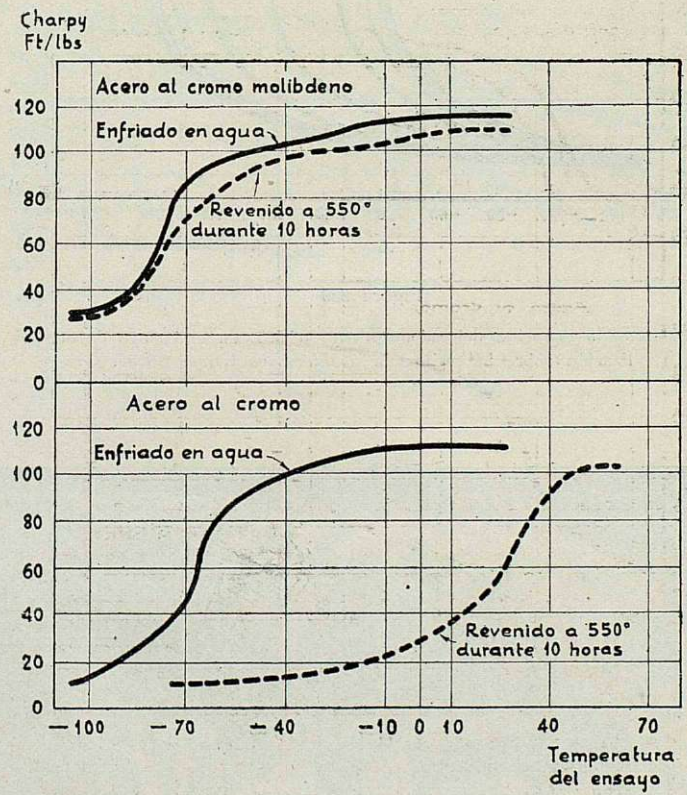


Figura 238

Influencia del ensayo de sensibilización y de la temperatura de ensayo en la resiliencia de un acero cromo-molibdeno y un acero al cromo.

Ensayando a diversas temperaturas los aceros al cromo-molibdeno y al cromo citados anteriormente, se obtienen los resultados que se pueden ver en la figura 238. .

En la figura 239 se ve la influencia de la duración del tratamiento, observándose que permanencias de diez a veinticuatro horas revelan perfectamente las características del fenómeno.

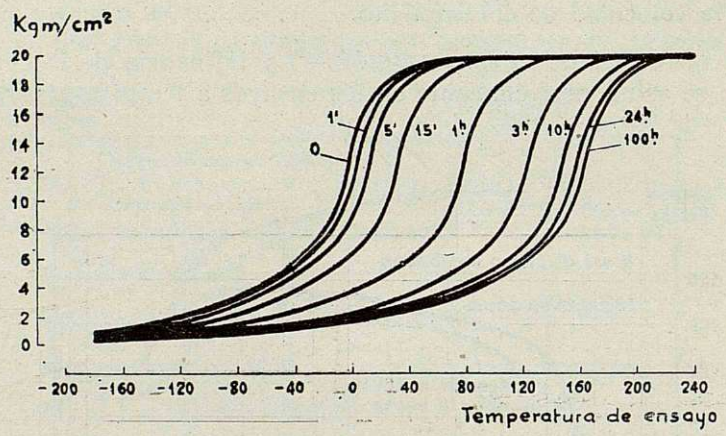
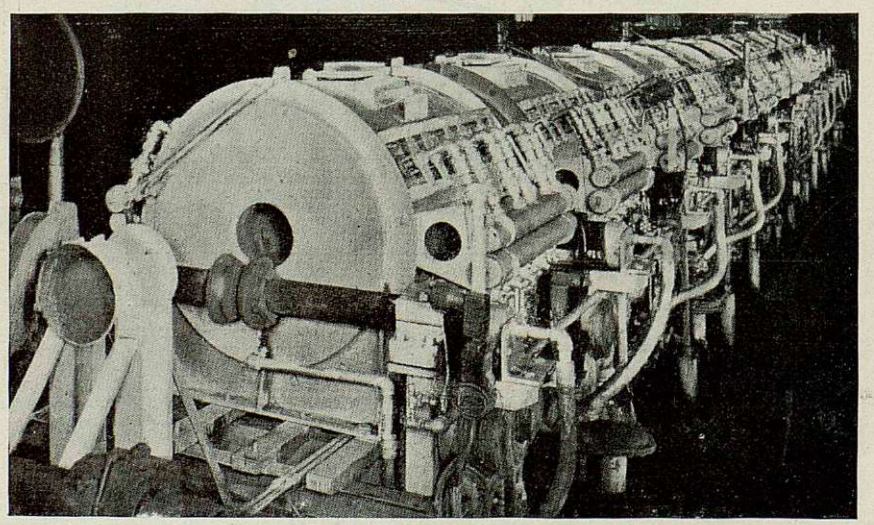


Figura 239

Influencia de la duración del calentamiento a 525° en el ensayo de sensibilización sobre la resiliencia a diferentes temperaturas.



Un horno para el tratamiento continuo de barras de acero.

92. Influencia del tiempo en el revenido

La permanencia del acero a la temperatura de revenido, tiene bastante influencia sobre la dureza que se obtiene después de este tratamiento. En general se suele recomendar que las piezas permanezcan a la temperatura de revenido de media hora a tres horas.

En la figura 240 se puede apreciar la pérdida de dureza que experimenta un acero de 0,82 % de carbono templado y revenido

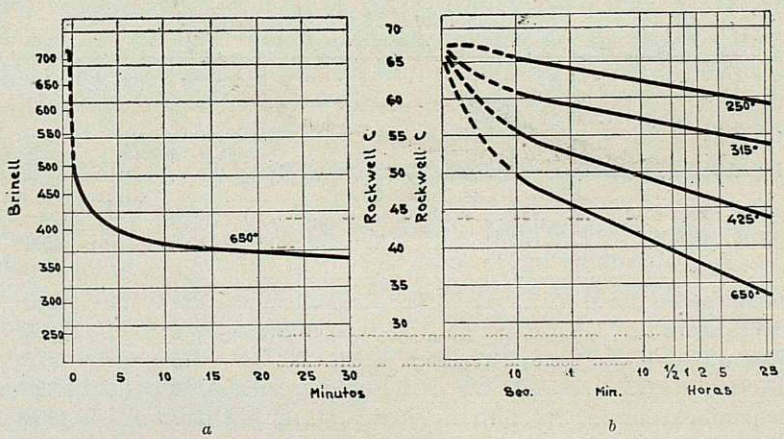


Figura 240

Influencia de la duración del revenido en la dureza de un acero de herramientas al carbono, templado y revenido a diferentes temperaturas.

a 650°. El ablandaminto en los tres primeros minutos es rapidísimo, continuando luego la pérdida de dureza al prolongarse la permanencia del acero a la temperatura de revenido, pero a un ritmo cada vez más lento. Estas variaciones de dureza en función del tiempo, se aprecian muy claramente empleando gráficos como el de la figura 240-*b*.

Hay circunstancias que modifican estos descensos progresivos de dureza como son: la presencia en la microestructura, de la austenita residual o de carburos de cromo, tugsteno, molibdeno, etcétera, que en determinadas circunstancias, hacen que en el revenido se aumente la dureza conseguida después del temple.

93. Colores de revenido

Cuando el revenido de los aceros se efectúa en atmósferas oxidantes (bien al aire o en hornos en los que hay gran proporción de oxígeno), se forma en la superficie de los aceros una película muy delgada de óxido, cuyo color varía con la temperatura máxima alcanzada en el revenido. Esa coloración superficial que adquieren los aceros templados, sirve muchas veces para controlar el reve-

Tabla XXI

COLOR	TEMPERATURAS	
	Aceros al carbono y de baja aleación	Aceros inoxidables
Amarillo pálido	220°	—
Amarillo paja	230°	280°
Amarillo oro	245°	320°
Amarillo pardo	255°	350°
Violeta oscuro	265°	400°
Violeta púrpura	275°	470°
Azul claro	290°	510°
Azul pardo	297°	550°
Azul verdoso	330°	640°
Gris negro	400°	725°

Colores de revenido de los aceros.

nido de los aceros de herramientas. Para que la observación sea fácil y correcta, conviene que las herramientas tengan las superficies limpias y pulidas.

En la tabla XXI damos las temperaturas correspondientes al colorido que adquieren en este tratamiento los aceros. Se observará que en los aceros inoxidables los colores aparecen a temperaturas muy diferentes a la de los demás aceros.

CAPITULO X

TRATAMIENTOS ISOTERMICOS

94. Como consecuencia de los estudios derivados de la curva de la «S», se ha incrementado mucho el uso de las baños calientes (plomo y sales fundidas) para el tratamiento de piezas y herramientas, debido principalmente a los siguientes motivos:

1.° El conocimiento de las valiosas propiedades del nuevo constituyente «bainita» cuya presencia es interesante en gran número de piezas y perfiles.

2.° La gran reducción de grietas y deformaciones que se consigue al emplear baños de sales para el enfriamiento del acero desde la temperatura de temple. Esos defectos se presentan con más frecuencia cuando se templa el acero en agua o en aceite, porque entonces, la periferia de las piezas se enfría rápidamente cuando todavía el centro está muy caliente y al verificarse las transformaciones estructurales, antes en la periferia que en el centro, se crean grandes tensiones entre esas zonas, que luego pueden originar deformaciones, grietas y roturas. Enfriando en cambio en baño caliente, se evitan estos percances, porque se consigue que antes de iniciarse la transformación de la austenita se iguale la temperatura del centro y de la periferia, y luego se pueden verificar las transformaciones en las diferentes partes de las piezas casi a la vez.

3.° Porque cuando se utilizan en estos tratamientos, sales de composición adecuada, se llega a evitar completamente la descarburación y oxidación superficial del acero.

4.° Por la posibilidad de ablandar ciertos aceros en mucho menos tiempo que el necesario para conseguir los mismos resultados con los recocidos de regeneración.

La influencia que el método de enfriamiento ejerce en la aparición de grietas y deformaciones, se comprenderá bastante claramente observando la figura 241.

En ella se representa gráficamente el proceso de enfriamiento de la periferia y del centro de cuatro piezas iguales templadas en agua, aceite, en baño de sales y al aire. Se trata de piezas fabricadas con un acero aleado, que al ser enfriado desde alta tempera-

tura en cualquiera de los cuatro medios de enfriamiento citados, siempre queda templado, porque las velocidades de enfriamiento que se obtienen en los cuatro casos, son mayores que la crítica de temple, y por lo tanto, en todos ellos se obtiene martensita después del enfriamiento. En la figura 241 las líneas M_s y M_F señalan el principio y fin de la transformación de la austenita en martensita. Gra-

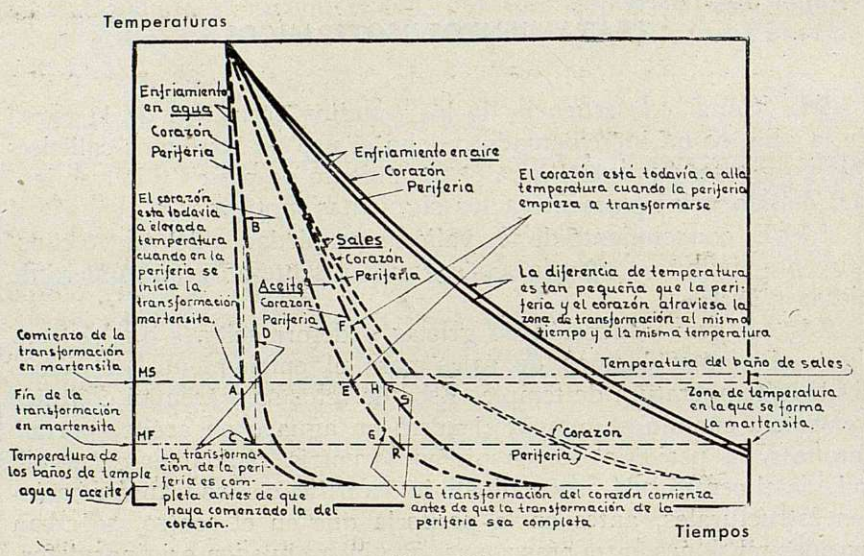


Figura 241

Procesos de enfriamiento de cuatro piezas de acero idénticas, en agua, aceite, baño de sales y aire, en los que se señala el principio y fin de la transformación de austenita en martensita.

cias a esas líneas, sabemos los momentos en que se inicia y se termina la transformación martensítica en el corazón y en la periferia de las piezas.

Se observa que cuanto más enérgico es el medio de enfriamiento, mayor es la diferencia de temperatura entre la periferia y el centro, y como consecuencia mayores son las tensiones internas que se crean en el acero, que son las que originan las grietas y roturas.

En el temple en agua, cuando la curva de enfriamiento de la superficie llega al punto A de la línea M_s, donde se inicia la transformación de la austenita en martensita, la diferencia de temperatura con el punto B de la línea de enfriamiento del centro, es muy grande.

Se observa también que cuando en la pieza templada en agua se ha transformado totalmente la austenita de la periferia, punto C,

no se ha iniciado todavía la transformación de la austenita de la zona central, punto D, o sea, que hay en el corazón una gran masa de acero en estado austenítico, rodeada por una capa de martensita dura y frágil. Esto es muy peligroso, porque al transformarse luego la austenita del corazón de la pieza en martensita, hay un aumento de volumen, que tiende a romper la capa periférica y origina tensiones en la capa martensítica exterior muy dura, que puede llegar a romperse o agrietarse.

En las curvas de enfriamiento en aceite, se ve que la velocidad es más lenta, y que cuando se inicia la transformación punto E, la diferencia de temperatura entre la periferia y el centro E-F, es más pequeña que la A-B correspondiente al agua, habiéndose efectuado una gran parte de la transformación y expansión del centro antes de que toda la masa del acero de la periferia alcance la temperatura correspondiente al punto R y se transforme en martensita dura y frágil. En el temple en aceite hay menos tensiones porque parte de la transformación de la periferia y el centro se hacen a la vez, y es pequeño el porcentaje de acero de la zona central que se dilata en el temple después de que la zona periférica está templada y dura.

En el enfriamiento al aire, la diferencia es menor y todas las partes se transforman casi al mismo tiempo y hay un mínimo de tensiones residuales con menor peligro de grietas y deformaciones.

El enfriamiento en baño de sales a una temperatura ligeramente superior a la crítica M_s, donde se mantiene el acero un cierto tiempo y luego se enfría al aire, es el más beneficioso. Se consigue de esta forma que igualen la temperatura de la periferia y del centro antes de que la austenita se transforme en otros constituyentes, y luego, al enfriarse al aire, la transformación de la periferia y el centro se verifica casi al mismo tiempo, siendo la diferencia de temperatura entre ambas zonas pequeña, y por lo tanto, serán despreciables las tensiones y las deformaciones que se crean y el peligro de grietas desaparece también casi por completo.

95. Recocido isotérmico

Esta clase de tratamiento que ha tenido en los últimos años gran aceptación y éxito en la industria, tiene la ventaja de ser mucho más rápido que los recocidos ordinarios de enfriamiento lento. Es curioso destacar que en estos últimos, a pesar de su gran duración es relativamente corto el tiempo, que se emplea precisamente para la transformación de la austenita (zona de la curva de enfriamien-

to comprendida dentro de las dos curvas de la «S», fig. 242). En la actualidad, debido a la extraordinaria información que dan las curvas de la «S», es posible conocer y elegir las temperaturas de transformación convenientes para conseguir determinadas microestructuras y durezas; pudiéndose también predecir con bastante aproximación cómo y cuándo se ha de efectuar la transformación, de acuerdo con el programa de trabajo previamente preparado.

El recocido isotérmico consiste en calentar el acero a una temperatura ligeramente superior a la crítica (algunas veces Ac_3, pero generalmente Ac_1) y enfriar luego lo más rápidamente posible hasta una temperatura ligeramente inferior a A_1, manteniendo el acero a esta temperatura el tiempo necesario para que se verifique la

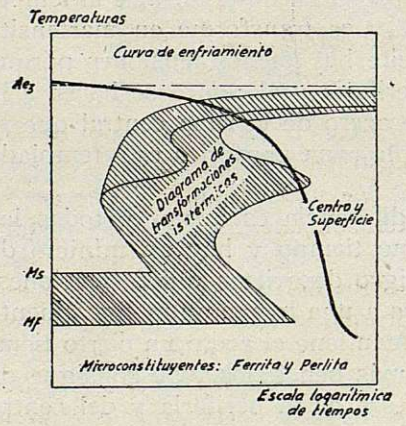


Figura 242

Representación esquemática de un recocido de regeneración con enfriamiento lento.

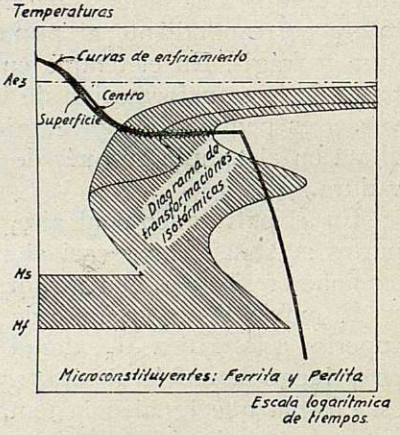


Figura 243

Representación esquemática de un recocido isotérmico.

transformación y luego se enfría el aire (fig. 243). Esa temperatura deberá ser suficientemente elevada para que la dureza que se obtenga por transformación isotérmica sea aceptable, no debiendo sin embargo ser demasiado alta porque podría ser excesiva la duración del tratamiento.

Para dar una idea del ahorro del tiempo que se consigue de esta forma, a continuación damos en la tabla XXII el ciclo de recocido correspondiente a un acero de herramientas al carbono.

TABLA XXII

Recocido con enfriamiento lento	Recocido isotérmico
Calentamiento a 780°.	Calentamiento a 780°.
Mantenimiento de una hora.	Mantenimiento de una hora.
Enfriamiento lento, con una velocidad de enfriamiento de 15°/hora.	Enfriamiento a 700°.
	Mantenimiento de dos horas.
Enfriamiento al aire desde 625°.	*Enfriamiento al aire desde* 700°.
Duración, 12 a 24 horas.	Duración, 6 a 12 horas.

Comparación entre los tiempos necesarios para efectuar el recocido de regeneración de piezas de poco espesor de un acero de 1 % de carbono, y el necesario para efectuar el recocido isotérmico de las mismas piezas.

El recocido isotérmico es muy interesante para los aceros de herramientas de alta aleación. El clásico recocido, utilizado normalmente desde hace muchos años, para ablandar por ejemplo un acero al tungsteno para matrices en caliente, consiste en calentar lentamente el acero hasta 850°-875°, mantenerlo durante un cierto tiempo a esa temperatura y enfriarlo lentamente con una velocidad inferior a 15°/hora hasta 500°. De esa forma, la duración es la siguiente: 12 horas de calentamiento, 6 horas de permanencia a temperatura y 30 horas de enfriamiento, o sea, en total, 48 horas.

El recocido isotérmico del mismo acero se hace en la siguiente forma: 12 horas para el calentamiento, 2 horas de permanencia a 875°, enfriamiento rápido a 780° y mantenimiento de 4 horas a esa temperatura; luego el enfriamiento se hace al aire. De esta forma se obtiene una dureza de 240 Brinell aproximadamente.

En la figura 244 se señalan los resultados obtenidos por Peter Payson al efectuar ensayos de laboratorio con pequeñas muestras de acero rápido 18-4-1, que fueron austenizadas a 875° durante 1 y 12 horas y luego introducidas en un baño de sales a 780° y mantenidas a esa temperatura durante intervalos de tiempo variable desde 10 minutos a 6 horas y finalmente enfriadas en agua. Los resultados son excepcionales, pues con tratamientos muy cortos (tres horas y media), se consigue ablandar el acero rápido, obteniéndose durezas de 260 Brinell, muy aceptables para determinados trabajos.

El recocido isotérmico de un acero indeformable de 12 % de cromo, se efectúa en la siguiente forma: calentamiento de auste-

nización a 925° y mantenimiento a esa temperatura durante 2 horas, enfriamiento rápido a 780° y mantenimiento durante 4 horas; enfriado generalmente al aire. De esta forma la dureza será aproximadamente de 235 Brinell.

En estos tratamientos tiene gran importancia que el enfriamiento del material, hasta la temperatura del baño caliente, se haga muy rápidamente y así el proceso podrá ser corto y el acero quedará blando. Cuanto más rápido sea ese descenso de temperatura, menor será la duración del tratamiento.

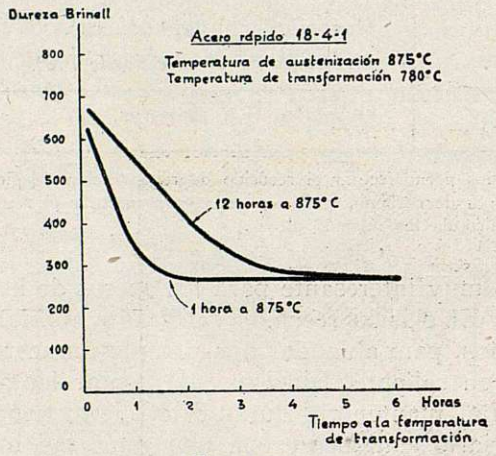


Figura 244

Durezas que se obtienen en el recocido isotérmico del acero rápido 18-4-1, calentándolo a 875° durante una a doce horas, enfriándolo luego a 780° y permaneciendo a esa temperatura, períodos desde diez minutos a seis horas.

El recocido isotérmico de piezas forjadas, es un tratamiento que está adquiriendo también gran desarrollo.

El procedimiento clásico utilizado para recocer piezas forjadas consiste en recalentar las piezas por encima del punto Ac_1, mantenerlas a esta temperatura durante un cierto tiempo que depende del espesor, y luego enfriarlas lentamente.

En el recocido isotérmico en cambio, se pasan las piezas directamente de la prensa o martillo, antes de que su temperatura descienda de 700° aproximadamente, a un baño de sales y se mantiene el acero durante un cierto tiempo, que depende de la composición y del tamaño de las piezas, a la temperatura del baño y se enfría al aire. La temperatura de las sales se determinará de acuerdo con la curva de la «S» del acero y la dureza que se quiere obtener.

Así, por ejemplo, para recocer coronas forjadas de un acero de C=0,42 % ; Mn=0,68 % y Cr=0,93 %, se utiliza un baño de sales caliente a 685°, a donde se pasan las piezas directamente de la prensa al baño y allí se mantienen durante treinta minutos, después se enfrían al aire hasta que su temperatura es de 120° aproximadamente y luego se pasan al agua.

Con este tratamiento se obtiene una estructura perlítica muy

uniforme, con tamaño de grano 2 a 3 que facilita mucho la mecanización, obteniéndose además las piezas libres de cascarilla de forja que se desprende al ser introducida en el agua.

96. Austempering

Este tratamiento tuvo en Estados Unidos desde los primeros años de su utilización una aceptación extraordinaria, sobre todo al utilizarse para la fabricación de pequeñas piezas o herramientas

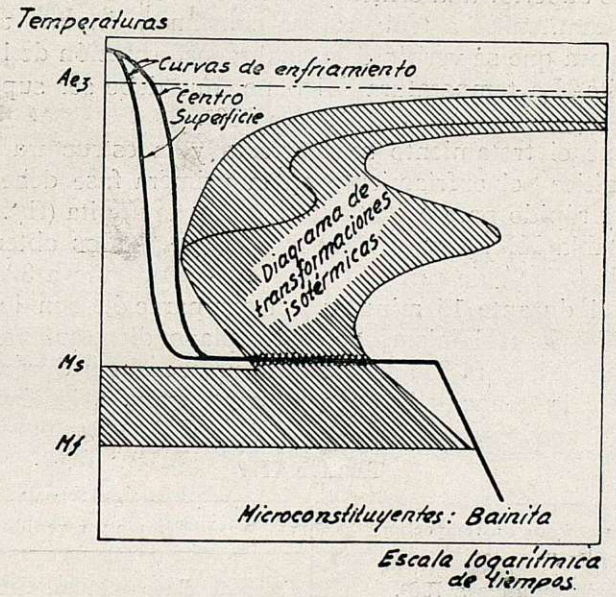


Figura 245

Representación esquemática del austempering.

de acero al carbono o de baja aleación, que debían de quedar con durezas de 40 a 55 Rockwell-C.

Las piezas sometidas a este tratamiento quedan con estructuras bainíticas que tienen una tenacidad mucho más elevada que la que corresponde a piezas idénticas, en las que se ha conseguido la misma dureza por temple y revenido. Además al verificarse la transformación de la austenita isotérmicamente y no existir la etapa martensítica, el peligro de grietas y deformaciones desaparece.

La posibilidad de hacer el tratamiento automáticamente, en instalaciones especialmente proyectadas para ello, ha permitido utili-

zarlo en gran escala, obteniéndose muy buenos resultados en aceros de 0,50 % a 1,20 % de carbono.

En cambio, las experiencias realizadas con aceros de construcción al carbono y aleados de 0,20 a 0,40 % de carbono, no son tan satisfactorias. Algunas veces los resultados son mejores que los obtenidos con el temple y revenido, y otras veces inferiores. Es difícil dar reglas generales sobre las ventajas e inconvenientes del método con esta clase de aceros, porque los resultados son bastante irregulares y varían mucho de unos casos a otros.

El austempering, consiste en calentar el acero a una temperatura ligeramente superior a la crítica y enfriarlo luego en un baño caliente, que es mantenido a temperatura constante, durante un tiempo suficiente para que se verifique la total transformación de la austenita en bainita. La temperatura del baño, que debe ser superior a la del punto M_s suele variar de 250° a 550°.

Para que el tratamiento sea correcto y la estructura sea totalmente bainítica el enfriamiento en la primera fase debe ser suficientemente rápido para evitar la formación de perlita (fig. 245).

En la tabla XXIII se pueden ver los resultados obtenidos con un acero de 0,74 % de carbono enfriado en un baño a 300° y mantenido en él durante 15 minutos, en comparación con los resultados obtenidos con el mismo acero templado directamente y luego revenido. En la figura 246 se observa que cuando la dureza es de 50 Rockwell-C, la tenacidad, de ese acero tratado isotérmicamente

TABLA XXIII

Tratamiento de austempering			Temple y revenido		
Calentar cinco minutos a 790°. Templar en plomo a 300°. Dejar la probeta quince minutos en el baño. Enfriar en agua.			Calentar cinco minutos a 790°. Templar en agua a 21°. Revenir treinta minutos en plomo a 315°. Enfriar en agua.		
Dureza Rockwell-C..	50,4		Dureza Rockwell-C.	50,2	
Resistencia...	198	Kg/mm^2	Resistencia..	170	Kg/mm^2
Límite de elasticidad.	90	»	Límite de elasticidad	107	»
Alargamiento..	1,9	%	Alargamiento	0,3	%
Estricción.	34,5	%	Estricción	0,7	%
Resiliencia	9,5	Kgm/cm^2	Resiliencia	1,25	Kgm/cm^2

Comparación de las características correspondientes a dos aceros de 0,74 % de carbono, que han quedado con una dureza de 50 Rockwell-C después del temple y revenido uno, y después del austempering el otro.

(38 Ft. lbs.), es notablemente superior a la obtenida con el tratamiento normal de temple y revenido (4,8 Ft. lbs.).

Como el acero tratado de esta forma no está sujeto a las severas tensiones internas propias de las transformaciones martensíticas, no sólo está libre de las pequeñas grietas microscópicas que nacen en los temples ordinarios, sino que posee también otras notables cualidades. En la figura 247 se puede ver lo que sucede al romper tres redondos de 8 m/m. de acero de 0,90 % de carbono que después del austempering han quedado con una dureza de 50 Rockwell-C. Por tracción se obtiene una estricción notable, para el grado de dureza del acero, por choque dobla antes de romper y tiene bastante tenacidad y en el ensayo de plegado dobla 160° antes de romper, mientras que un acero templado de la misma dureza, se rompe en los tres ensayos como el cristal.

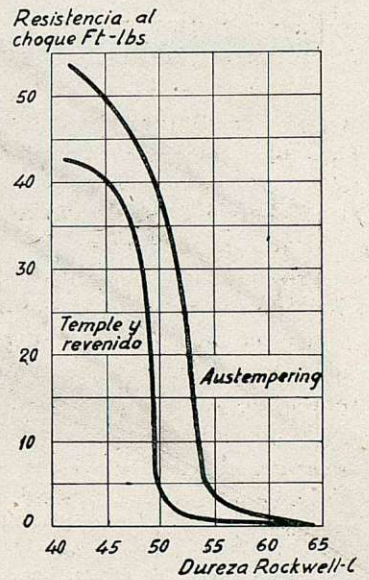


Figura 246

Resistencia al choque de redondos de 5 mm. de acero de 0,74 % de C, después del temple y revenido o después de un tratamiento isotérmico en el que han quedado con durezas de 40 a 65 Rockwell-C.

La aplicación de este tratamiento para piezas pequeñas, no requiere además instalaciones costosas, ya que se pueden calentar hasta la temperatura de austenización en cualquier clase de hornos y después se pasan a un baño de metal o sales fundidas, manteniéndolas a temperatura el tiempo necesario para que se consiga la estructura deseada.

La limitación de este tratamiento estriba, en que algunas veces no se consigue la velocidad de enfriamiento necesaria, para evitar la transformación de la austenita en la zona de la nariz de la «S», correspondiente a la formación de estructuras perlíticas o sorbíticas blandas, bien porque el acero tiene una velocidad crítica bastante elevada, o porque las piezas son demasiado grüesas.

La utilización de este tratamiento es también posible aun tratándose de piezas grandes con el empleo de aceros aleados y empleando métodos mecánicos para agitar el baño, que favorecen el rápido enfriamiento de las piezas.

Recientemente se ha comenzado a utilizar una variante de este proceso para tratar grandes piezas. El acero después de ser calentado a la temperatura de austenización, ligeramente superior a la crítica, se enfría rápidamente en un baño cuya temperatura es inferior a M_s, con lo que se consigue salvar la nariz de la «S» aun-

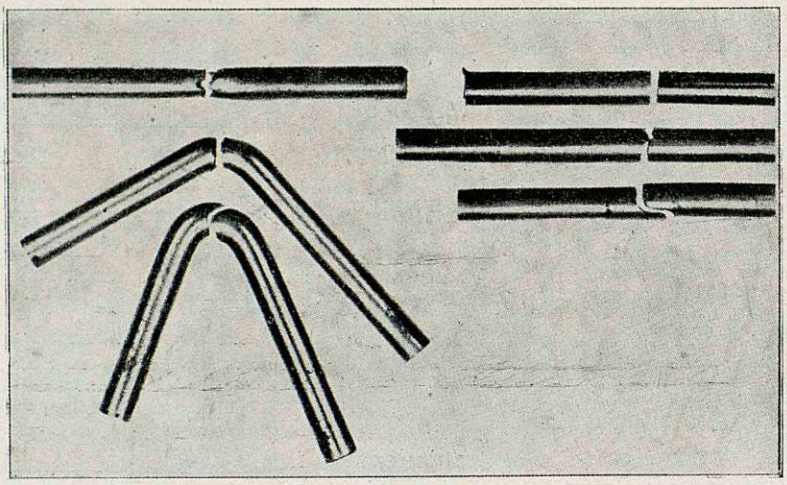


Figura 247

Comparación entre los resultados que se obtienen al romper por tracción, choque y doblado, redondos de acero de 0,90 % de carbono de 8 mm. de diámetro y de 50 Rockwell-C de dureza. Las varillas del grupo de la izquierda han sido endureducidas por austempering, y las de la derecha por temple y revenido.

que se transforma algo de austenita en martensita, y luego se pasa inmediatamente la pieza a un baño cuya temperatura es la precisa para que se efectúe isotérmicamente la transformación bainítica del resto de la masa que se encuentra todavía en estado austenítico, y así aunque una parte del material se ha transformado en martensita, la mayor parte recibe el tratamiento isotérmico, a pesar de su gran tamaño, sin que aparezcan estructuras perlíticas blandas.

97. Martempering

Este tratamiento se efectúa calentando el acero y manteniéndolo a una temperatura superior a la crítica durante un tiempo suficiente para su completa austenización y enfriándolo luego en un baño de sal fundida, cuya temperatura suele oscilar entre 200° y 300° y

debe ser superior al punto M_s, de comienzo de formación de la martensita. El material debe permanecer en el baño caliente el tiempo suficiente para conseguir que toda la masa del acero, incluso el corazón de la pieza, alcance e iguale la temperatura del baño, no prolongando demasiado la permanencia para evitar que se inicie la transformación en ningún punto, y luego se enfría la pieza al aire. De esta forma se obtiene una estructura martensítica con muy pocas tensiones residuales. Cuando convenga disminuir la dureza o re-

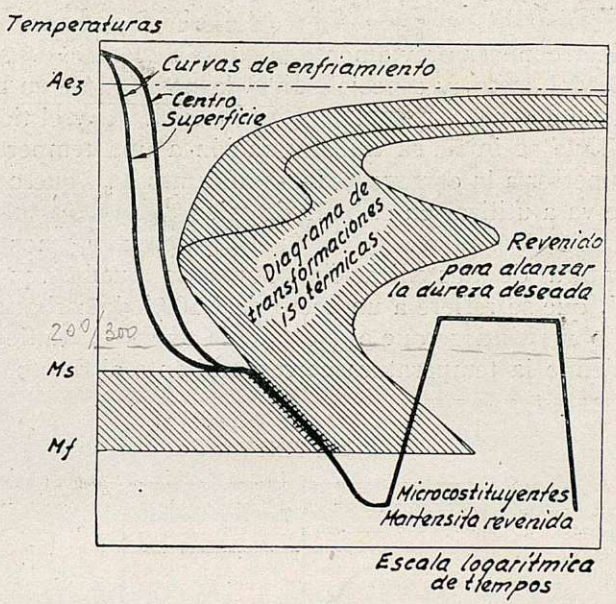


Figura 248

Representación esquemática del martempering.

sistencia obtenida, se puede dar posteriormente al acero un revenido. Es necesario que el enfriamiento en el martempering sea suficientemente rápido para que la curva de enfriamiento no corte a la nariz de la «S» en ningún punto, pues si lo hiciera, parte de la austenita se transformaría en otros constituyentes y al llegar a la zona de formación de la martensita, tendríamos que parte de la masa no sería ya de austenita y no se podría transformar. En piezas gruesas y cuando se utilizan aceros al carbono o de baja aleación, esta condición suele ser difícil de cumplir y por eso este tratamiento, lo mismo que el austempering, es de aplicación limitada.

Para conseguir la máxima velocidad de enfriamiento en los baños de sales, se utilizan agitadores mecánicos como el que se ve en la figura 249 (horno de la izquierda) que consiste en un motor con eje largo en cuyo extremo van montadas unas aspas que agitan el baño.

Es muy importante que la temperatura del baño sea próxima y superior a M_s, pues si fuera inferior, parte de la austenita de la periferia se transformaría en martensita antes que el resto de la austenita del centro, y el proceso sería imperfecto.

Para efectuar el martempering de piezas de un acero determinado, se debe conocer previamente la curva de la «S» de enfriamiento continuo del acero, y especialmente, la posición de su nariz o narices, la temperatura correspondiente al punto M_s y el tiempo necesario para que se inicie la transformación a una temperatura ligeramente superior a la correspondiente al punto M_s, que corresponda a la que se va a utilizar en el baño de sales.

La situación del punto M_s varía bastante en algunos casos con la temperatura de austenización. Como se puede ver en la tabla XXIV, que se refiere a un acero de 1,10 % de carbono y 2,80 % de cromo, observándose que al elevarse la temperatura de austenización, desciende la temperatura correspondiente al punto M_s.

TABLA XXIV

Temperatura de austenización	Temperatura M_s
850°	229°
925°	151°
1.035°	107°

Influencia de la temperatura empleada para la austenización de un acero de 1,10 % de C y 1,80 % de Cr sobre la temperatura correspondiente al punto M_s.

A continuación citamos varios ejemplos en los que es muy recomendable el martempering, detallando al misma tiempo las ventajas que en cada caso se obtienen con este tratamiento.

1.° Para la fabricación de los engranajes del mecanismo diferencial de automóviles, se utilizaba en un taller el procedimiento clásico de cementación con temple en aceite. Las piezas eran fabricadas con acero cromo-molibdeno de: C=0,10 % ; Cr=1,05 % y

Mo=0,20 %. Eran cementadas a 900° y después templadas primero a 850° y luego a 780°, enfriando en ambos casos en aceite, utilizando además un utillaje especial para evitar las deformaciones. Sin embargo, éstas se producían en un 75 % de las piezas, apareciendo variaciones de 0,2 a 0,6 m/m., que hacían necesario el enderezado muy costoso y que inutilizaba bastante piezas por agrietamiento.

Empleando en cambio baños de sales calientes a 200° en lugar de aceite para el enfriamiento, se han obtenido resultados muy notables. Las deformaciones medias no pasan de 0,1 m/m., el enderezado ha sido suprimido, se han reducido los excesos para el rectificado y se obtienen durezas de 63 a 65 Rockwell-C, iguales o ligeramente superiores a las obtenidas en el temple en aceite.

2.° En la fabricación de troqueles de forma complicada con

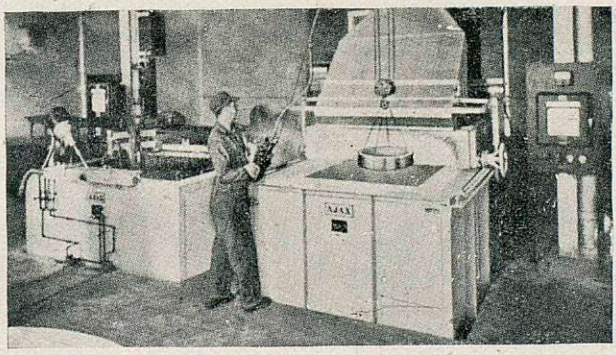


Figura 249

Martempering de anillos de cojinetes de rodillos de 450 mm. de diámetro de acero al cromo. En el horno de la derecha se efectúa el calentamiento a 850°, y luego se pasan las piezas al horno de la izquierda, cuya temperatura es de 260°.

partes delgadas y de gran longitud, fabricados con acero cromomanganeso, se presentaban deformaciones importantes, que llegaban a ser en bastantes casos superiores a lo permitido. Empleando baños de sales para el enfriamiento se resolvió el problema, pues las deformaciones eran casi inapreciables.

Ensayando diferentes medios de enfriamiento con durezas casi similares, se obtuvieron las siguientes deformaciones medias:

Agua salada ... ... =0,3 m/m.	Aceite a 20° ... ... =0,06 m/m.
Aceite a 100° ... ... =0,05 m/m.	Baño de sales a 200°=0,015 m/m.

Estas cifras revelan la gran ventaja que ofrece el enfriamiento en baño de sales sobre los otros medios de enfriamiento.

3.° En la fabricación de cojinetes de bolas se han obtenido también excelentes resultados empleando este tratamiento. La producción americana de rodamientos para aparatos giroscópicos, pudo ser aumentada durante la última guerra, gracias en gran parte, a las mejoras conseguidas al sustituir los antiguos tratamientos por el martempering.

Con el martempering desaparecieron prácticamente las piezas rechazadas por defecto de tratamiento que antes llegaban con frecuencia al 10 %, se redujo el costo de la operación y del control, y también el de limpieza y rectificado de las piezas. Además, y esto es lo más importante, las piezas no sufrían casi deformaciones y quedaban prácticamente sin tensiones residuales.

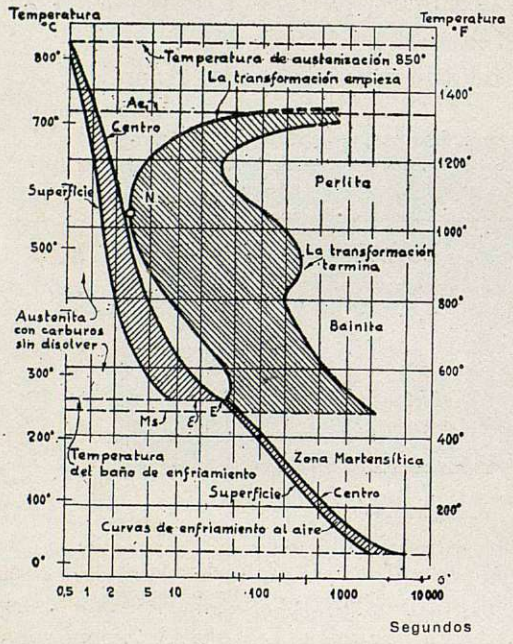


Figura 250

Curva de la «S» de un acero al cromo (SAE 52.100) para cojinetes de bolas, y representación gráfica del proceso utilizado para el martempering de los anillos.

El proceso seguido para el tratamiento de esta clase de piezas fabricadas con un acero de C=1,03 %, Mn=0,45 % y Cr=1,47 % es el siguiente:

Se comienza calentando las piezas a 850° en un baño de sales hasta conseguir el estado austenítico completo, luego se pasan a otro baño de sales a 260°, donde se mantienen un cierto tiempo hasta que igualen las temperaturas de la periferia y del centro, dejándolas enfriar finalmente al aire. En espesores inferiores a 15 mm. se obtienen durezas de 63 a 66 Rockwell-C. Después se da a las piezas un revenido en baño de sales a 180°, para quitar tensiones, bajando las durezas a 62 y 64 Rockwell-C. En la figura 250 se puede ver el diagrama isotérmico de un acero para cojinetes de bolas y el esquema del «martempering».

La comprobación de que los anillos quedan libres de tensiones residuales, se hace cortando transversalmente los anillos con un disco de esmeril. Si los anillos tienen tensiones internas residuales, actúan como muelles y se deforman. Las diferencias de medida son fáciles de medir y serán un índice de las tensiones que tenían las piezas.

Otra de las ventajas que se aprecia al dar este tratamiento a los anillos para cojinetes de bolas y rodillos, es que la variación de medidas después del temple, es muy pequeña. En la tabla XXV, se dan las deformaciones que aparecieron en diferentes piezas de cojinetes tratados por el antiguo y por el nuevo procedimiento.

TABLA XXV

Medidas antes del tratamiento	Media de las deformaciones después del tratamiento	
	Temple y revenido	Tratamiento isotérmico
22,25 mm.	0,025 mm.	0,013 mm.
32,00 »	0,025 »	0,013 »
35,00 »	0,025 »	0,013 »
39,45 »	0,025 »	0,013 »
42,00 »	0,038 »	0,025 »
72,00 »	0,076 »	0,025 »

Deformaciones que aparecen en el tratamiento de los anillos para cojinetes de bolas.

4.° Un tratamiento que tiene algunas analogías con el martempering, se ha venido empleando en la fabricación de limas desde hace muchos años. Si estas herramientas se templan en agua suelen quedar algo torcidas y su enderezado en ese estado es imposible pues antes de conseguir modificar su forma se rompen como el cristal. Un método muy clásico y antiguo empleado por la mayoría de fabricantes para conseguir que las limas queden duras y bien derechas, es el siguiente:

Se calientan las limas a 780° en baño de plomo o en horno de mufla y desde allí se enfrían rápidamente en agua, donde se mantienen solamente unos segundos, al cabo de los cuales se sacan al aire y cuando todavía están calientes se enderezan rápidamente a mano y luego se enfría finalmente al aire o en agua, quedando como hemos dicho antes, duras y derechas.

Con ayuda de la curva de la «S» se explica fácilmente el mecanismo de este proceso, que no se había comprendido hasta hace muy poco tiempo.

El primer enfriamiento rápido en agua es necesario para salvar la nariz de la curva de la «S». Luego si al cabo de poco tiempo cuando el acero tiene todavía unos 350° se saca la lima al aire, no se le ha dado tiempo para que descienda la temperatura hasta la temperatura M_s de formación de martensita y el acero se encuentra en estado austenítico blando y dúctil que admite fuertes deformaciones, pudiendo efectuarse el enderezado. Luego, aun enfriando al aire, la austenita se transforma en martensita y las limas quedan con durezas de 63 a 66 Rockwell-C.

98. Patenting

Este tratamiento se suele utilizar en la industria de trefilería para la fabricación de alambres de alta resistencia, unas veces como tratamiento intermedio, para destruir el efecto del estirado y conseguir estructuras muy finas de tipo sorbítico, troostítico o bainítico muy convenientes para los trabajos de trefilería, pues tienen gran tenacidad y una excelente aptitud para el estirado, o también como operación final para que el alambre de acero quede con una resistencia muy elevada.

El patenting es especialmente interesante en el caso de aceros de alto contenido en carbono (0,50 % a 0,70 % de C), que en general son muy difíciles de estirar. Este problema no se suele presentar en cambio en los aceros de menos de 0,30 % de carbono, porque la ferrita, que es en ellos el constituyente predominante en su estructura, es muy plástica y se deforma con gran facilidad.

En la microestructura de los aceros de alto contenido en carbono que han de ser estirados en frío, es muy perjudicial la presencia de cementita libre o de perlita laminar, porque ofrecen una gran resistencia a la deformación. La plasticidad del acero, depende del espesor de las láminas que componen la perlita y de su orientación con respecto al eje del alambre. Las bandas de perlita perpendiculares a la dirección del laminado, son las que ofrecen más resistencia al estirado, mientras que las que se encuentran paralelas a esa dirección no ejercen una influencia tan perjudicial.

El proceso que se sigue en el tratamiento de estos aceros, consiste en calentarlos por encima de la temperatura crítica Ac_{32}, hasta conseguir el estado austenítico completo y enfriarlos luego con relativa rapidez, según el espesor del alambre y los resultados que se quieran obtener al aire, en baños de sales o plomo fundido.

Para la fabricación de alambres de alta resistencia, generalmente conocidos con el nombre de cuerda de piano, se emplean aceros de: C=0,50 a 0,70 % y Mn=0,90 a 1,20 %, y se parte de rollos de alambre laminados en caliente de 40 a 60 Kgs. de peso, y de 4 a 10 mm. de espesor. Para eliminar el óxido superficial que siempre tienen los materiales laminados, se decapan y luego se lavan con agua y se recubren con cal, para neutralizar el ácido y facilitar la lubrificación durante el estirado. Por trefilados sucesivos, se reduce la sección

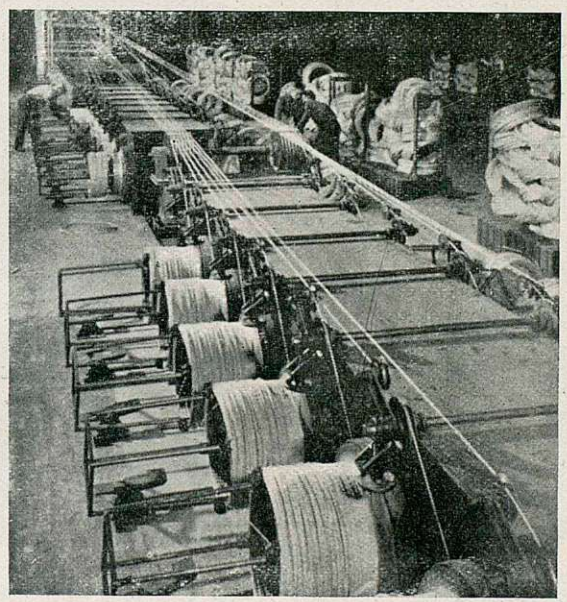


Figura 251

Una instalación para el tratamiento de alambre de acero «cuerda de piano». En primer término, los aparatos de arrollamiento, y al fondo el horno.

del alambre, y cuando el material ha adquirido ya bastante acritud y es difícil de estirar, sufre el tratamiento. Algunas veces también se da el tratamiento antes de comenzar el estirado.

Entonces se hace pasar el alambre a través de un horno en el que se mantiene automáticamente a una temperatura de 800° a 1.000° (según la composición) siempre superior al punto Ac_{3_2}. La temperatura y la duración de la pasada a través del horno, deben ser siempre suficientes para conseguir el estado austenítico completo. Si la

temperatura es alta, la duración de la pasada puede ser menor y si la temperatura es baja, la duración debe ser mayor.

Hay que vigilar la temperatura del baño de enfriamiento para obtener estructuras finas con un mínimo de cementita libre en las uniones de los granos. Estas estructuras facilitarán la deformación y el estirado del acero en cualquier dirección y tendrán la máxima

Figura 252

×500.

Microestructura de un alambre de acero de 4,5 mm. de diámetro, con 0,64 % de C y 1,1 % de Mn. Calentado a 1.000° y pasado a través del horno con una velocidad de 5 mts. por minuto y enfriado al aire.

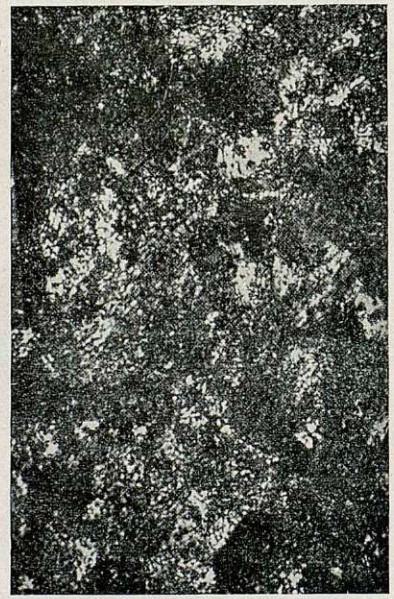


Figura 253

×500.

Microestructura de un alambre de acero de 6,2 mm. de diámetro, con 0,71 % de C y 0,65 % de Mn. Calentado a 1.000° y pasado a través del horno con una velocidad de 3,5 mts. por minuto y enfriado en plomo a 600°.

tenacidad, con el máximo alargamiento. Las figuras 252 y 253 muestran dos estructuras sorbíticas obtenidas por patenting en aire y en plomo. Se aprecia claramente la diferencia entre la finura de las láminas producidas por los dos medios de enfriamiento, siendo las propiedades del acero tratado en plomo, superiores a las del acero tratado al aire.

99. Tratamiento subcero

Incluímos este tratamiento en este capítulo porque su desarrollo y adaptación se ha efectuado casi paralelamente a los tratamientos isotérmicos y las investigaciones realizadas sobre esta técnica, son una ampliación de los trabajos realizados sobre algunas curvas de la «S», que presentan sus zonas martensíticas a muy bajas temperaturas. Desde los primeros momentos de su utilización, hacia el año 1942, existió cierta desorientación sobre su utilidad, ya que mientras algunos metalurgistas lo consideraban como un gran éxito, señalando que al tratar de esa forma ciertos aceros de utillaje, se conseguía aumentar la vida de las herramientas en un 100 %, otros investigadores afirmaban que empleándolo no se mejoraba sensiblemente su rendimiento.

Este tratamiento se aplica en los aceros que después del temple normal en agua o aceite, conservan todavía en su estructura una cierta cantidad de austenita residual sin transformar, cuyo porcentaje varía con la composición, temperatura de austenización, medio de enfriamiento, tamaño de la pieza, etc. En el temple de los diversos aceros, el porcentaje de austenita residual suele variar entre los siguientes límites:

Aceros de 1 % de carbono y 5 % de cromo	25 a 35 %
Aceros de 1,5 % de carbono y 12 % de cromo	15 a 30 %
Aceros rápidos	15 a 25 %
Aceros de herramientas de baja aleación	3 a 15 %
Aceros al carbono	5 a 10 %

Hasta hace poco tiempo la transformación de esa austenita residual se verificaba siempre en el revenido, consiguiéndose además con este tratamiento un aumento de dureza (fig. 207). En los aceros de alta aleación se verifica esta transformación al ser calentado el acero templado, a temperaturas variables de 400° a 650° o al ser luego enfriado al aire.

Con el tratamiento subcero se consigue también transformar la austenita residual en martensita, y desde hace algunos años se viene utilizando este proceso para los aceros rápidos, indeformables, de cementación, etc.

A continuación estudiaremos con ayuda de la curva de la «S» de un acero rápido 18-4-1, las características principales de este tratamiento.

Observando la figura 254, se comprende que en el acero 18-4-1, la transformación de la austenita no es completa depués del temple

en aceite o aire, cuando el medio de enfriamiento se halla a la temperatura ambiente. En cambio, si el enfriamiento se continuara hasta una temperatura muy baja, la transformación de la austenita progresa y es más completa a medida que desciende la temperatura del medio de enfriamiento. En la figura 254 se ve que a la temperatura ambiente, se ha transformado sólo el 80 % de la austenita, quedando

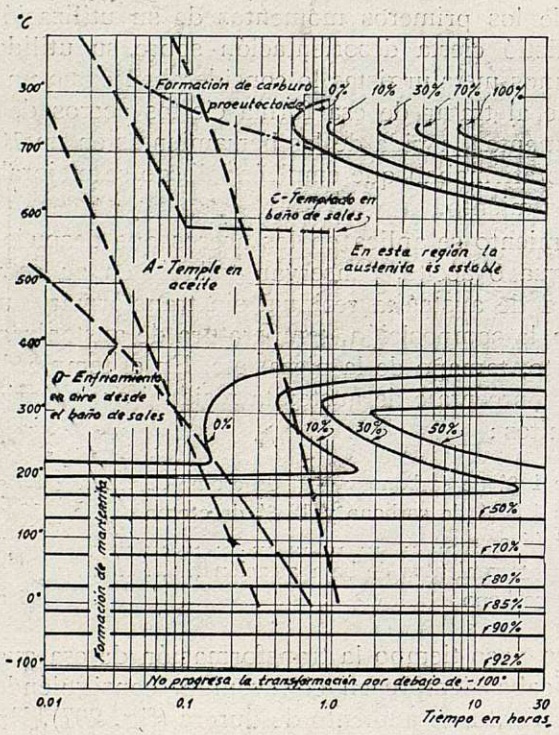


Figura 254

Curva de la «S» de un acero rápido de: C=0,75 %; W=18 %; Cr=4,00 %; Va=1,00 %.

por lo tanto todavía un 20 % sin transformar. Al disminuir la temperatura hasta 100° bajo cero, se consigue transformar un 92 %, quedando un 8 % de austenita residual. Enfriando los aceros a temperaturas más bajas que la del ambiente, se ve que en general se consigue la transformación de ciertas cantidades de austenita que no se transforman en los temples ordinarios.

Si en el temple del acero se interrumpe el enfriamiento, durante un cierto tiempo a la temperatura ambiente, la austenita retenida

que queda, se vuelve extraordinariamente refractaria a ser transformada en un posterior enfriamiento por debajo de cero grados. Así por ejemplo, si se mantiene el acero un cierto tiempo a la temperatura ambiente, y luego se continúa el enfriamiento, la cantidad de austenita que al final queda sin transformar es mayor que si el enfriamiento hasta la temperatura subcero hubiera sido continuo. Ensayando un acero de 1 % de carbono, se puede ver, según se señala en la figura 255, que en el enfriamiento continuo se puede llegar a conseguir en la estructura un 98,5 % de martensita. En

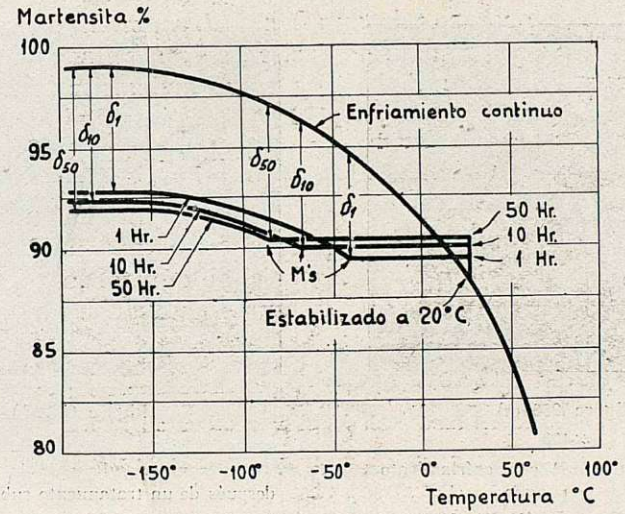


Figura 255

Efecto, en el proceso de transformación de la austenita en martensita, de la permanencia a la temperatura ambiente, de un acero de 1 % de C templado. Las probetas fueron calentadas a 790° y enfriadas hasta 20°, y mantenidas a esa temperatura durante 1, 10 y 50 horas y luego enfriadas a temperaturas subcero.

cambio, si en el proceso de enfriamiento, se estabiliza momentáneamente la temperatura del acero a 20° no se alcanza ese grado de transformación. A la temperatura ambiente la austenita se tranforma lentamente, aumentando el porcentaje de martensita desde 88 % a 89 % al cabo de una hora, a 90,5 % a las diez horas y 91 % a las cincuenta horas.

Si se continúa luego el enfriamiento después de ese estacionamiento, hay un cierto intervalo en el que no hay modificaciones de estructura, iniciándose nuevamente la transformación de la austenita en la zona de 40° a 80° bajo cero y consiguiéndose al fin a 160° bajo

cero, para estacionamientos del acero a 20° de 1, 10 y 50 horas, 92, 92,5 y 93 % de martensita en lugar de 98,5 % que se consigue en el enfriamiento continuo.

La experiencia ha demostrado que con las herramientas se consiguen los mejores resultados, dando a los aceros, después de los temples subcero, una serie de revenidos a 160° ó 200° combinados con enfriamientos por debajo de 0°.

En la fabricación de calibres de precisión, se viene empleando el tratamiento subcero con gran éxito, pues con él se consigue elimi-

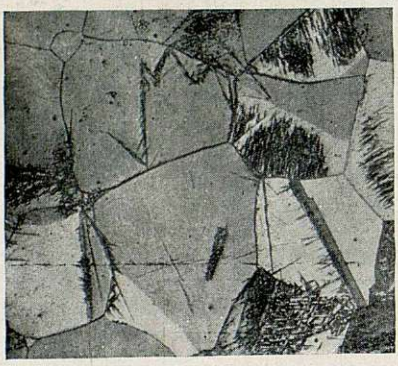


Figura 256 (*a*)
×100
Templado a 1.225° con enfriamiento en agua.

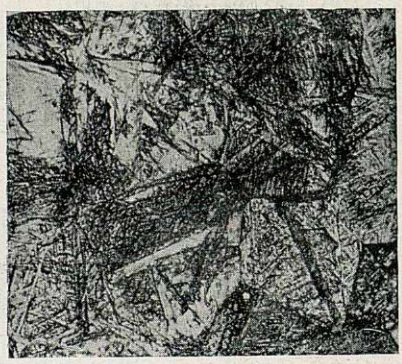


Figura 256 (*b*)
×100
La misma superficie de la figura 256 después de un tratamiento subcero a —75°.

Transformación por tratamiento subcero de la austenita retenida en un acero de: C=1,00 %; Cr=5,00 %; Mo=1,00 %; Mn=0,80 %.
(R. H. Hays.)

nar casi por completo la austenita residual y se evita que con el transcurso del tiempo se modifiquen las medidas del calibre debido a la lenta transformación de la austenita residual que queda en la estructura si se efectúa el temple en agua o aceite.

Otra aplicación en la que el tratamiento subcero tiene gran interés, es el de piezas cementadas, en las que con frecuencia después del temple aparecen importantes cantidades de austenita residual. Dado el carácter particular de este tratamiento, en el cual, el revenido final no se puede hacer a temperatura superior a unos 200° porque la dureza disminuiría demasiado, el tratamiento subcero es de gran interés, pues es el único medio para transformar esa austenita residual por cuya causa no se alcanza la máxima dureza. Los revenidos a temperaturas de 450° a 600°, que se emplean en los aceros rápidos

e indeformables, para transformar la austenita residual, aquí no se pueden usar por las circunstancias antes señaladas.

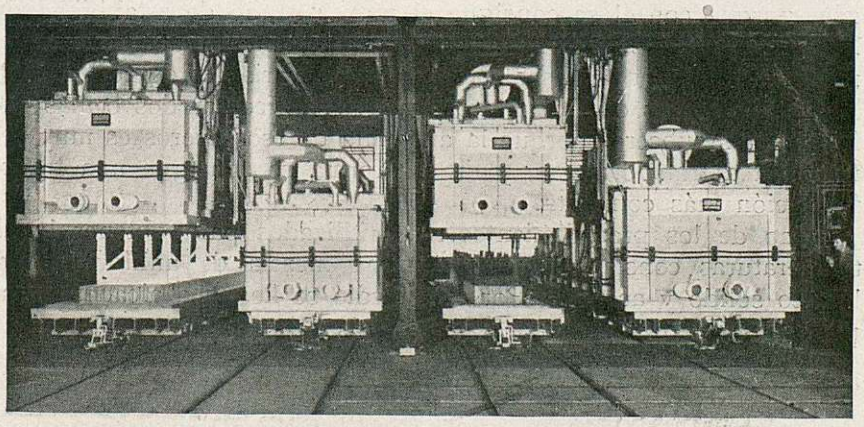
A continuación damos en la tabla XXVI los resultados de unos ensayos efectuados con un acero cromo-níquel-molibdeno de la siguiente composición :

C=0,16 % ; Cr=1,27 % ; Ni=4,27 % ; Mo=0,37 %.

TABLA XXVI

TRATAMIENTO	Dureza Vickers
Templado a 770° en aceite	762-792
Templado a 770° en aceite y mantenido luego una hora a —75°	870-907
Templado a 770° en aceite y revenido a 180°	665-698
Templado a 770° en aceite y mantenido luego una hora a —75° y revenido a 180°	726-766
Templado a 770° en aceite y revenido a 180° y mantenido luego una hora a —75°	700-803

Durezas superficiales que se obtienen dando diversos tratamientos a un acero cromo níquel molibdeno cementado.



Hornos de campana móvil, para el recocido de aceros, con atmósfera controlada.

En la figura 257 se señalan los ciclos más utilizados en la industria para el tratamiento subcero. El ciclo 1, que es el más simple, es el que se emplea generalmente para todos los aceros de cementación de alta aleación. También se utiliza para otros aceros aleados cuando conviene que el tratamiento sea rápido. Se recomiendan los ciclos 2 y 3 cuando interesa disminuir el peligro de grietas, especialmente cuando las piezas tienen aristas y formas

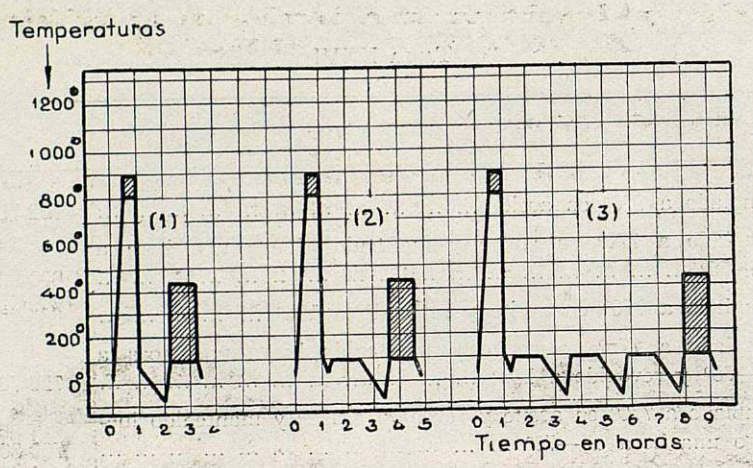


Fig 257

Representación esquemática de tres procesos de tratamiento con enfriamiento subcero.

complicadas. El ciclo 3 es muy recomendable para calibres y galgas, porque con él se consigue el mayor grado de estabilidad de los constituyentes. Siempre el último tratamiento del ciclo es el revenido final, que se hace a temperaturas variables de 100° a 450°.

En los aceros de alta aleación conviene efectuar dos o más enfriamientos subcero, porque la austenita de esos aceros es muy refractaria a transformarse, y de esa forma se consigue una transformación más completa.

Uno de los procedimientos más utilizados para obtener bajas temperaturas consiste en emplear una mezcla de anhídrido carbónico sólido y acetona. Por este medio se llegan a alcanzar temperaturas de 75° bajo cero.

CAPITULO XI

DIVERSOS TRATAMIENTOS DE ABLANDAMIENTO DIFERENTES DEL RECOCIDO DE REGENERACION

100. Recocido globular

Las mejores condiciones de maquinabilidad y la menor dureza de los aceros al carbono de herramientas (0,60 a 1,40 % de C) y de otros aceros aleados de elevado contenido en carbono, como los aceros al cromo para cojinetes de bolas, aceros para limas, etc., se consiguen cuando las estructuras de los aceros son globulares

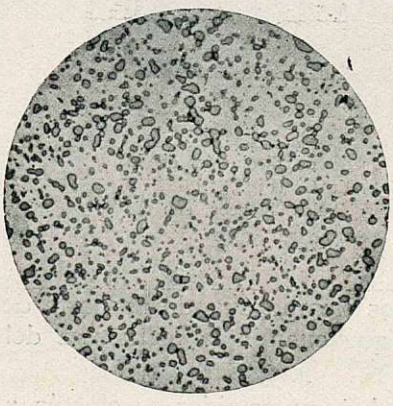


Figura 258

×1.000

Cementita globular sobre un fondo de ferrita en un acero de 1,20 % de carbono. (Vilella.)

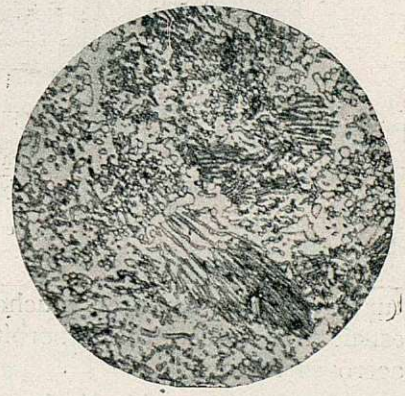


Figura 259

×1.000

Estructura mixta de cementita globular y perlita laminar en proceso de disociación.

y están constituídas por pequeñas partículas esferoidales de cementita y de carburos, embebidas en una masa de ferrita (fig. 258).

Esas estructuras se pueden obtener por recocidos subcríticos o por recocidos a temperaturas ligeramente superiores al punto Ac_1 o Ac_{321}, y también por recocidos a temperaturas variables y oscilantes por encima y por debajo de esos mismos puntos. En ge-

neral se suelen recomendar los recocidos subcríticos para los aceros al carbono, y los recocidos a temperaturas ligeramente superiores a la crítica, para los aceros de alta aleación.

Cuando el recocido se hace a temperaturas inferiores a la crítica, la cementita tiende a tomar una estructura globular, tanto más marcada, cuanto más próxima sea la temperatura de recocido a la crítica. En estos procesos, la coalescencia de la cementita es tanto más rápida cuanto más fina es la estructura inicial, pudiendo efec-

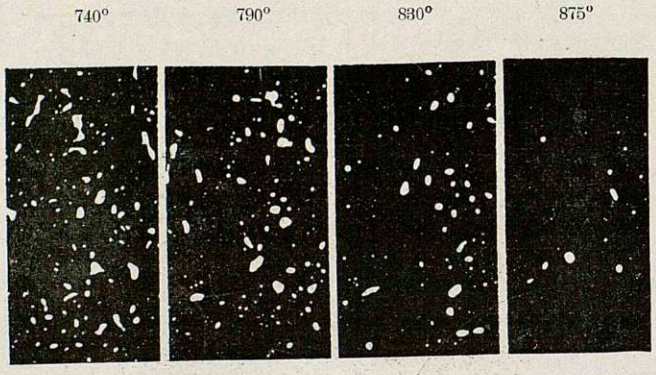


Figura 260

Influencia de la temperatura, en el grado de disolución de la cementita, en un acero de 1,25 % de C. (Fig. 24.)
La masa negra es austenita y los glóbulos blancos son de cementita.

tuarse el tratamiento en mucho menos tiempo cuando se parte de estructuras troostíticas o sorbíticas, que cuando la estructura del acero es laminar.

Cuando el recocido de los aceros hipereutectoides se efectúa a temperaturas más elevadas que la crítica, al estar el acero a temperaturas ligeramente superiores al punto Ac_{321}, está constituído por austenita y núcleos aislados de cementita (fig. 260). Si se eleva la temperatura, disminuyen el número de núcleos de cementita, que llegan a desaparecer totalmente cuando se sobrepasa el punto Ac_{cm}, a partir del cual las estructuras de los aceros son totalmente austeníticas y homogéneas, por haberse disuelto toda la cementita que existía a más bajas temperaturas.

La experiencia demuestra que cuando se desea obtener estructuras globulares no se deben efectuar los recocidos a temperaturas muy superiores al punto Ac_1, porque entonces los aceros, especial-

mente los de menos de 0,90 % de carbono, tienen gran tendencia a formar estructuras laminares en el enfriamiento (fig. 261). Si el calentamiento se efectúa en cambio a temperaturas superiores sólo en 15° a 50° al punto Ac_1, se obtiene después del enfriamiento lento, estructuras globulares. A temperaturas intermedias entre las citadas se obtienen estructuras mixtas de perlita laminar y cementita globular (figs. 259 y 261). Cuando la temperatura de recocido es sólo ligeramente superior al punto Ac_1, los pequeños glóbulos de cementita, actúan en el enfriamiento como centros de cristalización y

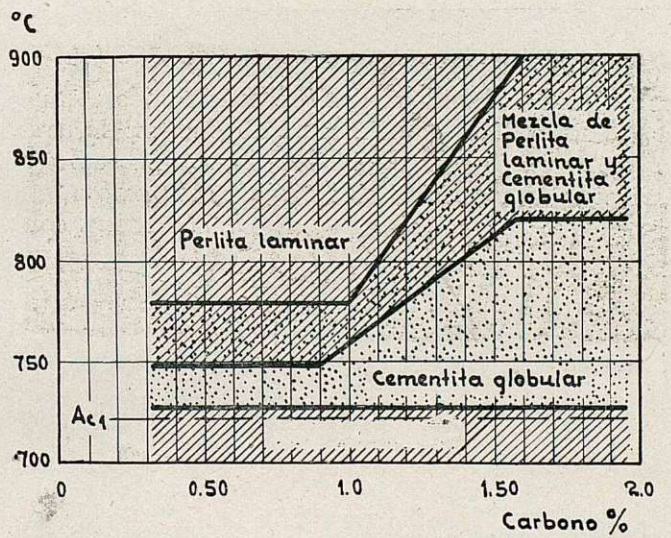


Figura 261

Influencia de la temperatura de calentamiento, en las estructuras que se obtienen en los recocidos de diversos aceros al carbono.

al iniciarse la transformación, toda la cementita que tiene la austenita, tiende a coagularse a su alrededor, formando glóbulos como los que aparecen en las figuras 258 y 266.

En cambio, cuando el recocido se hace a temperaturas superiores a Ac_{cm} y en el enfriamiento se parte del estado totalmente austenítico, la estructura que nace en el enfriamiento lento, tiende siempre a tomar la forma laminar (figs. 261 y 265).

Se ha comprobado también, que la esferoidización de la cementita se efectúa más fácilmente en los aceros hipereutectoides que en los eutectoides, debido a que las partículas de cementita libre que existen en estos aceros cuando se calientan a temperaturas de 730°

a 780°, constituyen centros de globulización. Sin embargo, también se puede conseguir estructuras completamente globulares en los aceros eutectoides cuidando que las temperaturas de calentamiento sean muy próximas a Ac_1 (fig. 261).

En el enfriamiento hay que conseguir que la austenita se transforme a la temperatura más elevada posible, debiendo evitarse que la transformación ocurra a temperaturas inferiores en más de 50° a la crítica A_1 o A_{321}. Para conseguirlo en los enfriamientos continuos, deben emplearse velocidades de enfriamiento de 10° a 25°/hora

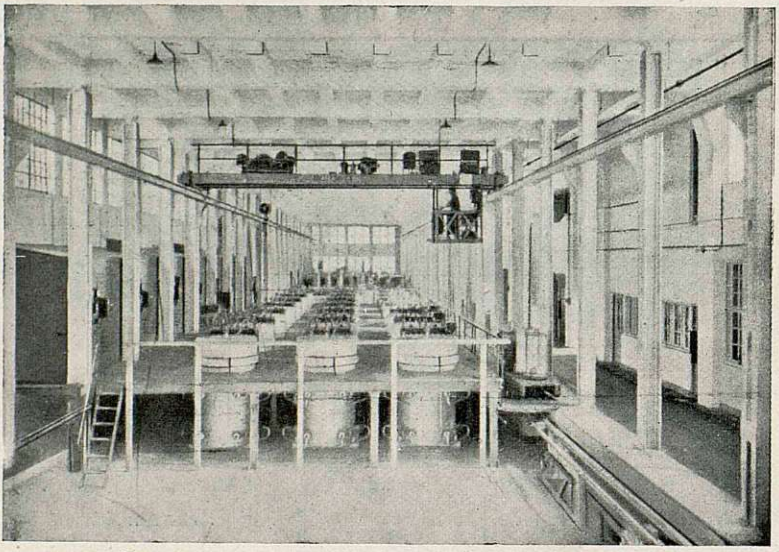


Figura 262

Instalación de recocido en blanco (sin oxidación) de fleje de acero.

y luego, cuando ha terminado de efectuarse la transformación de la austenita se puede ya enfriar el acero al aire.

También se pueden obtener estructuras esferoidales en los aceros, efectuando la transformación de la austenita isotérmicamente. En estos casos, después de calentar el acero a temperaturas ligeramente superiores al punto Ac_{321}, se inicia el enfriamiento pasando el acero a otro horno que esté a una temperatura de 10° a 50° por debajo de A_1 o A_{321}, y se mantiene a esa temperatura el tiempo necesario para que se efectúe la transformación isotérmicamente y luego se enfría el acero al aire.

Como el tiempo que se necesita para la completa transforma-

ción isotérmica de la austenita en la zona inferior, muy próxima a la crítica A_1 o A_{321}, suele ser muy largo, se recomienda efectuar sólo una parte de la transformación en esa zona de temperaturas, donde los constituyentes obtenidos son muy blandos y luego acelerar el fin de la transformación efectuándolo a temperatura un poco más baja, con lo que se gana mucho tiempo. De esta forma, aunque no se obtiene la menor dureza, el recocido es muy rápido y las durezas son aceptables.

Cuando la diferencia de temperatura entre la máxima que se alcanza en el tratamiento y la que se emplea para la transformación isotérmica de la austenita no es grande, se puede hacer todo el tratamiento en el mismo horno. Su duración será mayor que en el caso de emplearse dos hornos, porque en un horno se necesitará más tiempo en conseguir que el acero descienda desde la temperatura de recocido hasta la de transformación que utilizando dos.

Cuando ha de efectuarse el recocido globular de un acero que inicialmente tiene estructura perlítica, conviene mantener el material, en el proceso de calentamiento, durante un cierto tiempo a una temperatura de unos 10° a 30° por debajo de Ac_1, para destruir la estructura laminar, y luego a continuación efectuar el recocido globular en la forma señalada anteriormente. Así la globulización es más perfecta y se efectúa en menos tiempo.

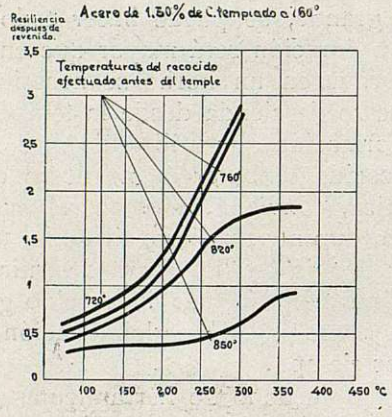
La menor dureza de los aceros al carbono de herramientas, se obtiene con las estructuras esferoidales perfectas, como la de la figura 258. Cuando la estructura está formada, en cambio, por algunos glóbulos de cementita esferoidal, acompañada por restos de perlita laminar todavía sin disociar en forma de láminas, bastoncillos o glóbulos alineados, es señal de que el ciclo de recocido no ha sido perfecto y la dureza es más elevada que en el caso anterior (fig. 259). Para hacer bien las observaciones de estas estructuras, deben emplearse siempre 500 o más aumentos.

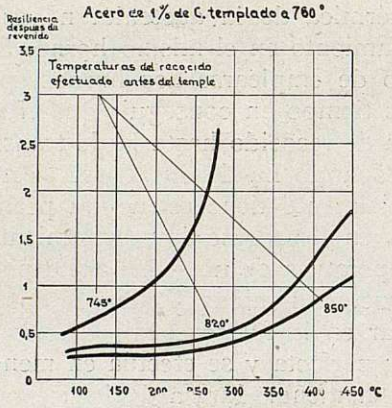
Los diámetros de los glóbulos que se consideran normales en los recocidos esferoidales de los aceros al carbono o de baja aleación, varían de 0,001 a 0,004 mm., considerándose como pequeños los glóbulos cuyo diámetro es inferior a 0,001, y grandes los que son mayores de 0,004 mm.

CARACTERÍSTICAS DEL ACERO CON ESTRUCTURA ESFEROIDAL DESPUÉS DEL TEMPLE Y REVENIDO.—El recocido globular es interesante en los aceros de herramientas, no sólo por conseguirse de esta forma la menor dureza y quedar el material en las mejores condiciones de maquinabilidad, sino también porque los aceros de estructura globular quedan después del temple y revenido con muy buena

tenacidad. Además las deformaciones que se producen en el temple de los aceros que tienen la estructura globular son muy inferiores a las que aparecen al templar aceros con otras estructuras.

Los gráficos de las figuras 263 y 264, resumen los trabajos efectuados por Axel Lundgren en el Instituto Nacional de Ensayos de Estocolmo. En ellos se ve claramente la influencia tan notable que ejerce la temperatura de recocido en la tenacidad del acero después del temple y revenido. Las temperaturas ligeramente superiores al punto Ac_1 son las más favorables, disminuyendo consi-





Temperaturas de revenido

Figura 263

Acero de 1,30 % de C templado a 760° con enfriamiento en agua.

Figura 264

Acero de 1 % de C templado a 760° con enfriamiento en agua.

Influencia de la temperatura de recocido sobre las características que se obtienen después del temple y revenido.

derablemente la resiliencia cuando el recocido se hace a temperaturas superiores a 800°.

Examinando la microestructura de estos aceros después de los diferentes tratamientos, se comprende que existan esas diferencias. Como al efectuarse el temple de los aceros de herramientas de más de 0,90 % de carbono a 760°-780°, la cementita proeutectoide no llega a disolverse por completo en la austenita, después del temple, aparece parte de la cementita con el mismo aspecto reticular o globular que tenían los aceros recocidos.

En la figura 265, se ve la microestructura laminar de un acero de 1 % de carbono recocido, con la cementita, contorneando los cristales de perlita, y en la figura 266 la de otro de 1,30 % de car-

bono después de haber sufrido un recocido de tipo esferoidal. Las figuras 267 y 268 corresponden a esos mismos aceros después del

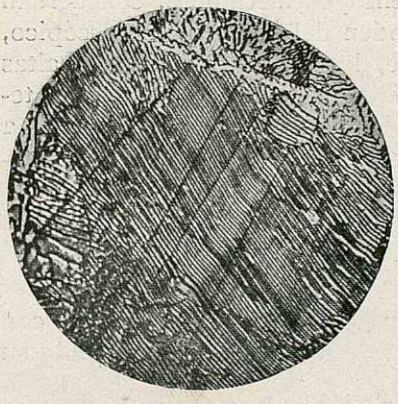


Figura 265

×500

Cristal de perlita contorneado por una retícula blanca de cementita en un acero de 1 % de C, recocido a 850°, con una velocidad de enfriamiento de 10° hora.

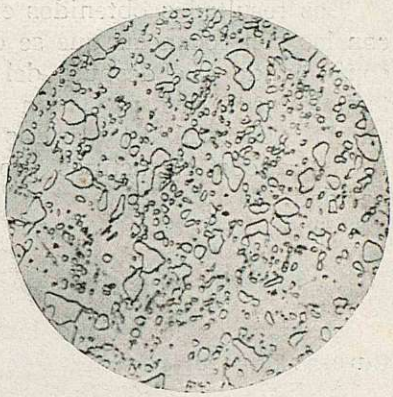


Figura 266

×500

Glóbulos de cementita en un acero de 1,30 % de carbono, recocido a 760°, con una velocidad de enfriamiento de 10° hora

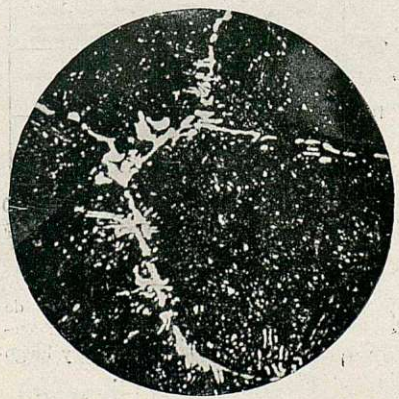


Figura 267

×500

Cristales de martensita contorneados por cementita en el mismo acero de la figura 265, recocido como allí se indica y luego templado a 760° en agua.

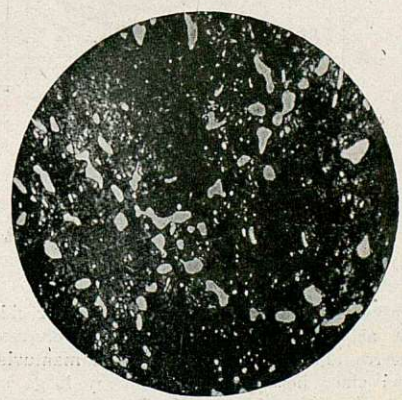


Figura 268

×500

Glóbulos de cementita y fondo oscuro de martensita, en el mismo acero de la figura 266, recocido como allí se indica y luego templado a 760° en agua.

temple. Se ve en la figura 267 que la cementita conserva la estructura reticular, y en la figura 268 la estructura esferoidal, compren-

diéndose también que esta última es más homogénea, más regular y dará mayor compacidad al acero que la reticular.

Los resultados obtenidos en los ensayos mecánicos, concuerdan con las consecuencias que se desprenden del examen microscópico, confirmando que después del temple, los aceros recocidos a altas temperaturas que presentan estructuras reticulares son poco tenaces, y en cambio los aceros recocidos a temperaturas próximas a la crítica con estructuras globulares muy finas, poseen más tenacidad.

101. Recocido subcrítico de ablandamiento

Después de la forja o laminación, algunos aceros quedan con durezas tan elevadas, que suele ser muy difícil o casi imposible su

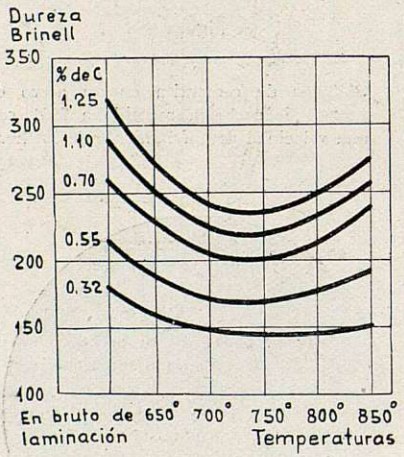


Figura 269

Influencia de la temperatura del recocido de ablandamiento, en la dureza de diversos aceros al carbono. Los aceros se mantuvieron cinco horas a temperatura y luego se enfriaron al aire.

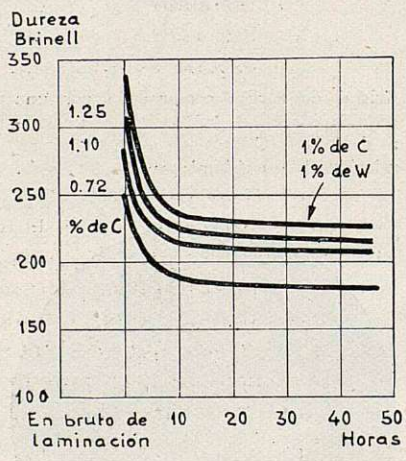


Figura 270

Influencia de la duración del recocido de ablandamiento, en la dureza de diversos aceros. Los aceros se calentaron a 715° y luego se enfriaron al aire.

mecanización. Para ablandarlos, basta en muchos casos con calentarlos a temperaturas subcríticas y luego enfriarlos al aire. El revenido, que es un tratamiento bastante parecido al recocido de ablandamiento, se diferencian sin embargo de éste, en que se da siempre a los aceros que han sido previamente templados. El recocido de ablandamiento se da en cambio a los aceros en bruto de forja o laminación, cuyas estructuras son, como es natural, muy variables e

irregulares y dependen de muchos factores: composición, espesor, temperaturas iniciales y finales del proceso, etc.

Este recocido tiene la ventaja de ser un tratamiento muy sencillo, rápido y económico. No exige como los recocidos de regeneración y los globulares una vigilancia cuidadosa en el enfriamiento. Para obtener el máximo ablandamiento, conviene utilizar la máxima temperatura siempre que sea inferior a la crítica Ac_1 o Ac_{321}.

La influencia que la temperatura de recocido ejerce en la dureza de los aceros al carbono, se puede ver en la figura 269, que resume unos ensayos que realizamos con redondos de 15 mm. de diámetro, observándose que las temperaturas de 700° a 720° son las más recomendables. La influencia del tiempo de permanencia a la temperatura de recocido, se ve en la figura 270. En ésta se observa, que el ablandamiento es muy rápido en las primeras horas y que a partir de 24, la disminución de la dureza es ya muy pequeña.

Estos recocidos son muy recomendables para el ablandamiento de los aceros aleados de gran resistencia, cromo-níqueles, cromo-níquel-molibdeno, cromo molibdeno, etcétera, en los que los recocidos de regeneración exigen mucho tiempo. Como sus velocidades críticas de temple son pequeñas, es necesario efectuar los enfriamientos muy lentamente, a velocidades inferiores a aquéllas, debiendo ser por lo tanto, los ciclos de recocido de gran duración si se quiere conseguir poca dureza.

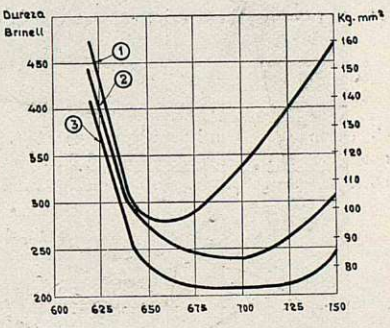


Figura 271

Influencia de la temperatura de recocido de ablandamiento (enfriamiento al aire) en la dureza que se consigue en tres aceros de la siguiente composición:

Núm. 1: C=0,31 %; Cr=1,2 %; Ni=5 %.

Núm. 2: C=0,33 %; Cr=0,55 %; Ni=2,5 %; Mo=0,50 %.

Núm. 3: C=0,33 %; Cr=0,75 %; Ni=3 %.

En la figura 271, se pueden observar las durezas que se obtienen modificando la temperatura de recocido en dos aceros cromo-níqueles y uno cromo-níquel molibdeno de gran resistencia, que permanecieron dos horas a la temperatura de recocido y luego fueron enfriados al aire.

102. Recocido de los aceros estirados en frío de bajo contenido en carbono

Un tratamiento muy empleado en las industrias de trefilería, fleje, tubo sin soldadura, etc., es el recocido de los aceros que han sufrido trabajos en frío. Este tratamiento se utiliza para mejorar la ductilidad del acero y poder someter el material a nuevos estirados o laminados en frío, o para dejar el acero con una ductilidad y

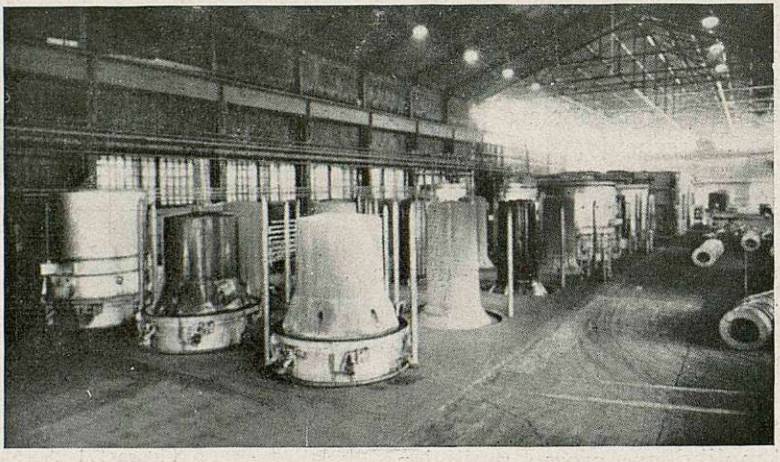


Figura 272

Conjunto de hornos de recocido de campana móvil para el recocido de fleje.

una maleabilidad mayor que la que tiene después del estirado o laminado en frío.

Los aceros de menos de 0,30 % de carbono después de ser estirados en frío, están constituídos por numerosas partículas alargadas de ferrita y algunas pocas de perlita ; para ablandar el acero y mejorar su ductilidad de una manera sensible, suele ser suficiente calentar el acero a temperaturas de 600° a 700°, y enfriar luego al aire o dentro de los potes, cuando se quiere evitar su oxidación.

En este tratamiento, cuando el acero alcanza los 525° a 575°, se provoca la recristalización de la ferrita, que por efecto del trabajo en frío se había alargado. Por medio de este recocido los cristales recobran la forma normal poliédrica, y así el metal que antes era agrio, se vuelve maleable (figs. 273, 274 y 275).

Si el calentamiento se hace a temperaturas más elevadas, 850° a 950° aumenta el tamaño de los cristales (fig. 276).

Es interesante destacar que las partículas alargadas de perlita siguen conservando después de estos recocidos subcríticos, la forma alargada, y son sólo los cristales de ferrita los que se modifican por este tratamiento.

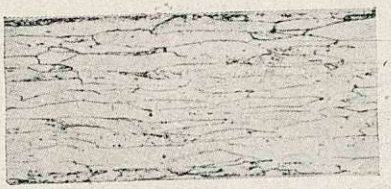


Figura 273
En estado de acritud.

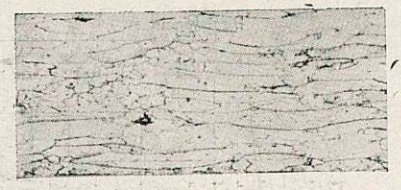


Figura 274
Recocido a 500°.

Figura 275
Recocido a 600°.

Figura 276
Recocido a 850°.

Efecto de la temperatura de recocido, en la microestructura de un acero de 0,06 % de carbono estirado en frío.

Modificación de características.—Al calentar los aceros de bajo contenido en carbono estirados en frío, a temperaturas crecientes se modifican sus características mecánicas. Hay un aumento de dureza y resistencia y disminución de alargamiento, resiliencia y de pliegues alternados hasta alcanzar 250°-300°. A partir de esa temperatura, la resistencia y dureza disminuyen y la resiliencia, alargamiento y pliegues alternados aumentan progresivamente hasta 500°. Desde 500° a 625°, esas variaciones son mucho más rápidas, estabilizándose sensiblemente todas las características hacia 700°.

Desde la temperatura ambiente hasta los 450° ó 500°, el límite de proporcionalidad aumenta notablemente (fig. 277).

ENVEJECIMIENTO O MADURACIÓN.—Reciben el nombre de envejecimiento o maduración, el cambio de propiedades que experimentan los aceros estirados en frío por permanencia prolongada a la temperatura ambiente o por calentamiento a temperaturas va-

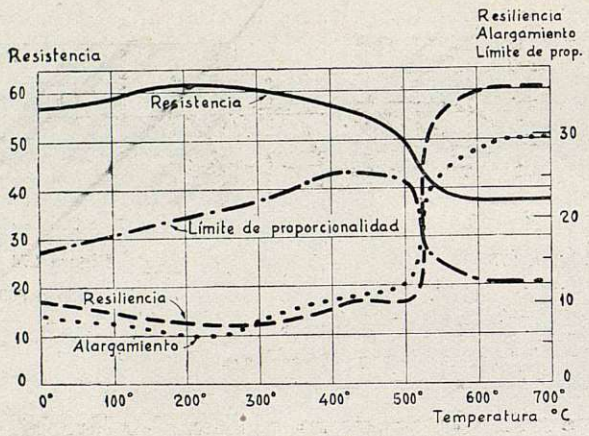


Figura 277

Influencia de la temperatura de recocido, en las características mecánicas de un acero de 0,09 % de carbono estirado en frío.

riables desde 100° a 350°. Hay ciertas temperaturas y estados de acritud a los que corresponde unos máximos o mínimos muy notables de resistencia, límite de proporcionalidad, resiliencia, etc. Como es muy interesante conocer cómo y cuándo sucede esto, a continuación estudiaremos con detalle estos fenómenos.

Estas variaciones de características que son relativamente pequeñas cuando el envejecimiento ocurre a la temperatura ambiente, son más importantes cuando se producen por calentamiento del acero, denominándose a los primeros, envejecimientos espontáneos y a los últimos, envejecimientos artificiales.

Aumento de dureza.—El aumento de dureza que experimentan los aceros estirados en frío, es más acusado cuando el envejecimiento es artificial que cuando es espontáneo. La influencia de la temperatura, en el envejecimiento artificial, se puede ver en la figura 278, en la que se observa que la resistencia de un acero extra-dulce estirado, aumenta desde 32 Kg/mm.^{2} a 42 Kg/mm.^{2}

por envejecimiento a 200°-250°. En el envejecimiento espontáneo esta variación es en cambio muy poco sensible (fig. 279).

Modificación de la curva del ensayo de tracción y desaparición del límite aparente de elasticidad.—La curva característica del ensayo de un acero estirado en frío (fig. 279, curva *a*), que no

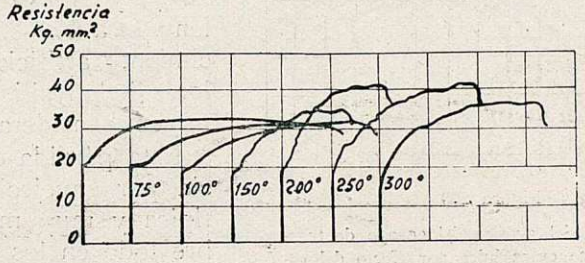


Figura 278

Influencia de la temperatura de envejecimiento artificial, sobre la resistencia de un acero al carbono extra-dulce en estado de acritud.

señala la situación del límite aparente de elasticidad, se modifica por envejecimiento del acero. Si el material trabajado en frío se deja abandonado a la temperatura ambiente y se ensaya a los seis meses del estirado, se obtiene la curva *b*, al cabo de un año

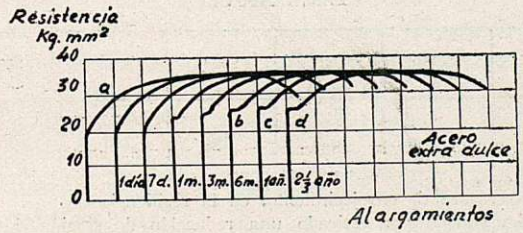


Figura 279

Influencia de la permanencia al aire ambiente (envejecimiento espontáneo) sobre la aparición del límite de elasticidad de un acero estirado en frío.

se obtiene la curva *c*, y a los dos años y un tercio, la curva *d*. En estas curvas *c* y *d* aparece nuevamente el punto de inflexión característico de los aceros recocidos (fig. 280, curva *o*), que no se presenta en el ensayo efectuado con aceros que acaban de ser estirados (fig. 280, curvas 1, 2 y 3 %).

Pérdida de tenacidad.—El estirado en frío da siempre lugar a una disminución de la resiliencia, que es poco importante cuando la reducción de la sección es pequeña y cuando el envejecimiento es espontáneo. Pero si la reducción de sección en el trabajo en frío es del 10 al 12 % y el material es calentado a 200°-300° (envejecimiento artificial), los valores de la resiliencia disminuyen considerablemente.

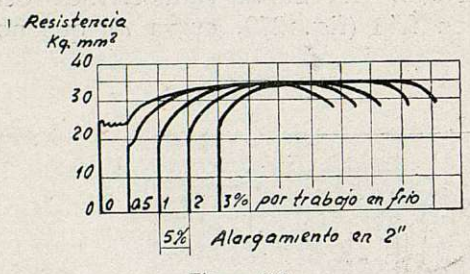


Figura 280

Modificación del gráfico del ensayo de tracción del acero extra-dulce por efecto del estirado en frío.

Esta pérdida de resiliencia por envejecimiento, es típica y muy marcada sobre todo en los aceros con menos de 0,16 % de C.

El efecto que el calentamiento a diversas temperaturas ejerce sobre la resiliencia de un acero de 0,14 % de C estirado en frío, se puede ver en la tabla XXVII, apreciándose que a 250° aparece la máxima fragilidad. La influencia de la reducción de sección en un acero estirado y calentado a 250°, se puede ver en la tabla XXVIII, la que los valores más bajos son los correspondientes a un 15 % de reducción de sección.

TABLA XXVII

Temperatura de envejecimiento	20°	100°	200°	250°	300°	350°
Resiliencia Izod..	71	43	42	10	17	90

Influencia de la temperatura de envejecimiento, en la resiliencia de un acero de 0,14 % de carbono que ha sufrido por estirado una reducción de sección de un 10 %.

TABLA XXVIII

Porcentaje de reducción	0 %	5 %	10 %	15 %	20 %
Resiliencia Izod..	85	62	10	8	9,8

Influencia del grado de acritud, en la pérdida de resiliencia de un acero de 0,14 % de carbono, estirado en frío y calentado a 250°.

Esta pérdida de tenacidad se presenta también algunas veces por envejecimiento espontáneo. En algunos trabajos de embutición profunda con chapas y flejes, se ha comprobado que conviene efectuar los trabajos inmediatamente después del laminado en frío, si se quiere obtener los mejores resultados. Cuando las embuticiones se hacen mucho tiempo después del laminado en frío, las operaciones se realizan con mucha mayor dificultad.

Mejoramiento de maquinabilidad.—Las barras de acero al ser calibradas o estiradas en frío sufren modificaciones importantes. Aumenta su resistencia y mejora su maquinabilidad porque con el estirado se reduce la plasticidad de la ferrita.

El envejecimiento o maduración también facilita el mecanizado de los aceros. En los talleres donde se mecanizan en tornos automáticos, barras de acero calibrado, es muy conocido el fenómeno de mejora de la maquinabilidad que se presenta con el transcurso del tiempo. Los operarios saben que se mecaniza mucho mejor un acero calibrado hace varios meses, que el que se acaba de calibrar. También se puede obtener rápidamente esta mejora por calentamiento a baja temperatura, o sea dando al acero estirado un envejecimiento artificial.

Esas modificaciones parece que son debidas a ciertas variaciones del poder de disolución de la ferrita.

Se cree que con el trabajo en frío se reduce la aptitud que tiene la ferrita para retener en solución sólida ciertos elementos como el carbono, nitrógeno, oxígeno y fósforo. Si la ferrita después de laminada en caliente, se encuentra saturada de uno o más de esos elementos, al modificarse su solubilidad por el estirado en frío, se origina una sobresaturación de esos elementos. Los cambios que se producen por envejecimiento de los aceros estirados en frío, son debidos a la gradual precipitación en forma de partículas submicroscópicas de aquellos elementos que estaban sobresaturados en la ferrita.

Aceros estabilizados.—Para ciertos empleos en los que interesa evitar los efectos perniciosos del envejecimiento espontáneo, como en los trabajos de embutición profunda de chapas y flejes citados anteriormente, se emplean aceros que han sido desoxidados intensamente con aluminio, vanadio o titano, y que no sufren los efectos del envejecimiento.

En las figuras 281 y 282 se pueden ver el comportamiento de estos aceros después de sufrir procesos idénticos a los señalados en las figuras 278 y 279. Estos materiales aun después de haber

pasado mucho tiempo después del estirado en frío, o después de sufrir el envejecimiento artificial, conservan una curva de tracción bastante parecida a la original.

Los aceros estabilizados, que son prácticamente insensibles a los fenómenos de envejecimiento tampoco presentan la clásica fra-

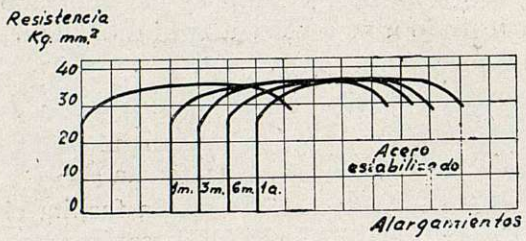


Figura 281

Los aceros estabilizados no acusan la influencia del envejecimiento espontáneo.

gilidad al azul, que aparece en los aceros ordinarios hacia los 250°. En la figura 283, se ve cómo al ensayar en caliente un acero extradulce, decrece primero ligeramente la resistencia y luego aumenta progresivamente hasta los 250°, que es la zona donde se presenta la baja ductilidad. En cambio, en el acero estabilizado va descen-

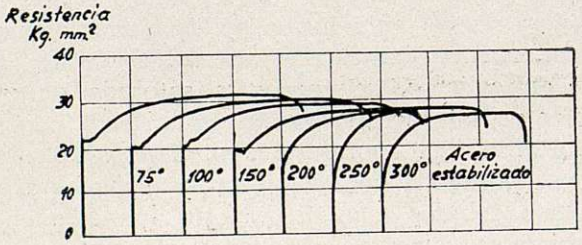


Figura 282

Influencia del envejecimiento artificial en los aceros estabilizados.

diendo progresivamente la resistencia, a medida que se eleva la temperatura de ensayo y no se presenta la pérdida de ductilidad. El ensayo de tracción en caliente en la zona de fragilidad, es precisamente uno de los métodos más utilizados, para distinguir los aceros que sufren los efectos del envejecimiento de los que no los sufren.

Dos composiciones típicas, de aceros estabilizados, muy utilizados para la fabricación de chapas, flejes, etc., son las siguientes:

C	Mn	Ph	S	Si	Ti	Al
0,05 %	0,03 %	0,005 %	0,020 %	—	0,065 %	0,040 %
0,04 %	0,45 %	0,010 %	0,015 %	0,075 %	0,060 %	0,040 %

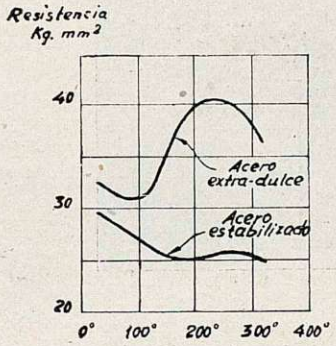


Figura 283

Influencia de la temperatura de ensayo.

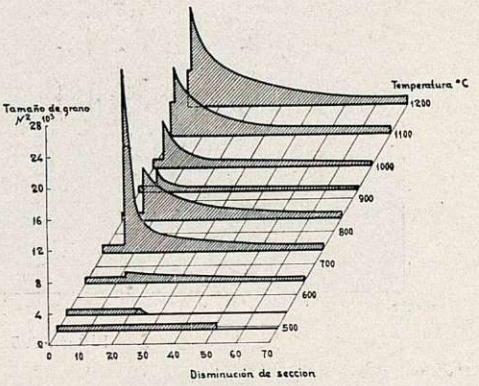


Figura 284

Influencia del grado de acritud del acero extra-dulce y de la temperatura de recocido sobre el crecimiento del grano.

103. Crecimiento del grano en el recocido de los aceros extra-dulces estirados en frío.

Al recocer los aceros de menos de 0,20 % de carbono estirados en frío a temperaturas comprendidas entre 700° y 800°, se presenta un fenómeno muy curioso de crecimiento de grano cuando la reducción de sección oscila entre 6 y 20 %.

Para evitar ese crecimiento de grano anormal, no deben recocerse a temperaturas comprendidas entre 700° y 800° los aceros extra-dulces que han sufrido esas reducciones de sección.

La influencia de la temperatura y el grado de acritud sobre el crecimiento del grano, se observa perfectamente en la figura 284, en la que se ve que con una reducción de sección de 8 % y recocidos a 750°, se presenta un extraordinario crecimiento del grano. También se ve en esa figura, que el crecimiento del grano es en cambio muy pequeño, cuando se utilizan temperaturas próximas o inferiores a 650°.

Es muy fácil comprobar la aparición de ese fenómeno, haciendo una impresión Brinell sobre varios trozos de acero de 0,10 %

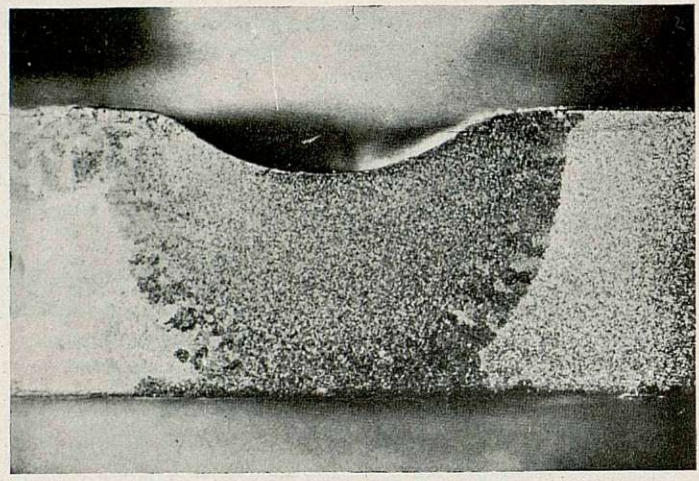


Figura 285

Acero de 0,10 % de carbono ensayado con la bola Brinell y calentado a 750°. Aumento del tamaño de grano de los cristales en las zonas de acritud crítica por efecto del recocido.

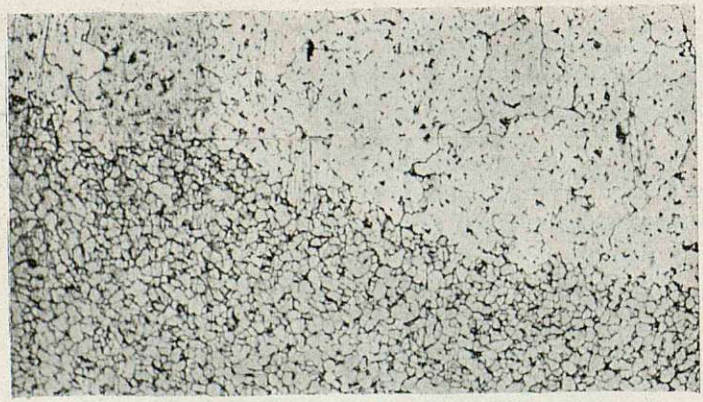


Figura 286

El mismo acero de la figura 285 en la zona de mayor contraste en el tamaño de los cristales.

de carbono, que después son recocidos a temperaturas variables, desde 650° a 800°. Cortando luego los trozos de acero justo por el

centro de la huella, puliéndolos y atacándolos con Nital-3, al observarlos al microscopio se ven fenómenos muy interesantes.

Bajo el efecto de la presión de la bola, el material sufre una deformación en frío, cuya intensidad varía desde la superficie que ha estado en contacto con la bola donde ha sido máxima, hasta las zonas del material muy alejadas de la huella donde la deformación es nula.

En el acero recocido a 750° y en los recocidos a temperaturas próximas, se observa en las zonas cercanas a la superficie que estuvo en contacto con la bola, una corona de cristales, mucho más grandes que el resto. En la muestra recocida a 750° y en la zona en que las deformaciones fueron precisamente de 8 a 20 %, se observan los cristales de mayor tamaño (fig. 286).

104. Recocido de los aceros estirados en frío de más de 0,30 % de C.

Para eliminar la acritud que adquieren los aceros de 0,30 a 0,50 % de carbono, en los estirados en frío, se suelen utilizar recocidos a temperaturas próximas a 710°. Si se mantiene el material a esa temperatura un tiempo suficiente, se consiguen estructuras globulares muy fáciles de mecanizar. La globulización de los aceros estirados en frío, se efectúa más rápidamente y mejor que la de los aceros recocidos o normalizados.

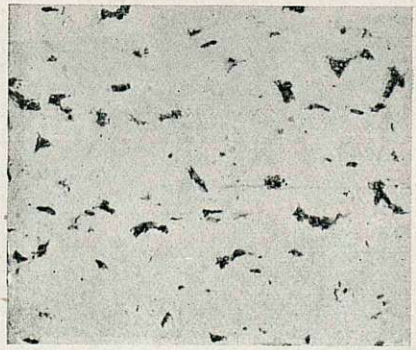


Figura 287
×100
Microestructura de un acero de 0,12 % de C normalizado.

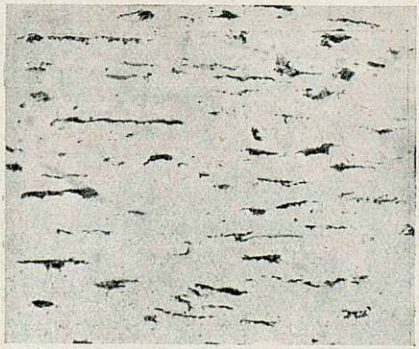


Figura 288
×100
El mismo acero de la figura 287, con los cristales alargados por estirado en frío.

Cuando se quiere destruir completamente la orientación de los

cristales de ferrita y perlita, debe hacerse el recocido a temperaturas superiores al punto Ac_3, es decir, se ha de dar un recocido de regeneración.

Figura 289
×100
Microestructura de un acero de 0,34 % de carbono normalizado.

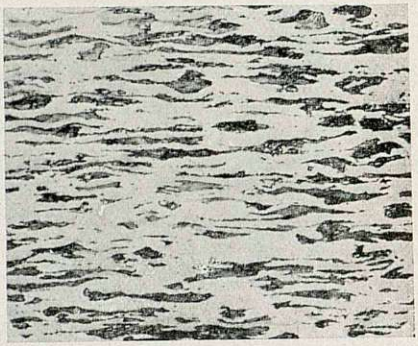


Figura 290
×100
El mismo acero de la figura 289, con los cristales alargados por estirado en frío.

Figura 291
×100
Microestructura de un acero de 0,58 % de carbono recocido.

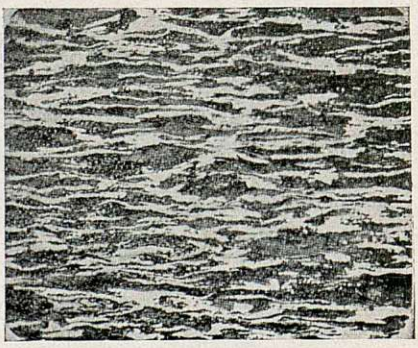


Figura 292
×100
El mismo acero de la figura 291, con los cristales alargados por estirado en frío.

Para eliminar la acritud de los aceros de más de 0,50 % de carbono y dejarlos en las mejores condiciones para darles nuevos estirados, el mejor tratamiento es «el patenting», estudiado en el Capítulo X.

CAPITULO XII

CEMENTACION

105. La mayor parte de las piezas que componen las máquinas y motores, se fabrican de forma que sus propiedades mecánicas sean bastante uniformes en toda la masa. Sin embargo, en ciertos mecanismos es necesario que algunas piezas tengan superficies muy duras, resistentes al desgaste y a la penetración, y el núcleo central muy tenaz, para poder soportar los choques a que están sometidas. Los procedimientos más usados en la actualidad para conseguir estas características, gran dureza y mucha tenacidad, al parecer opuestas entre sí, son los siguientes: la cementación, la cianuración, la carbonitruración, la nitruración, el temple local, el depósito por soldadura de delgadas capas superficiales de aceros de elevado contenido en carbono y el cromado duro.

La cementación que es el más antiguo de todos esos procedimientos de endurecimiento superficial, consiste en aumentar el contenido en carbono en la superficie de las piezas de acero, rodeándolas con un medio carburante, y manteniendo todo el conjunto, durante un cierto tiempo a elevada temperatura. Luego se templan las piezas y quedan con gran dureza superficial.

Se pueden emplear cementantes sólidos, líquidos y gaseosos, oscilando la duración de la cementación de 6 a 10 horas cuando se utilizan cementantes sólidos, de 1 a 6 horas cuando se trata de sales o cementantes líquidos y de 1 hora a varios días utilizando cementantes gaseosos.

Se emplean aceros aleados y sin aleación, de bajo contenido en carbono, generalmente de 0,08 a 0,25 % de C. y excepcionalmente algunas veces se cementan también aceros hasta de 0,40 % de C.

La operación se realiza generalmente a temperaturas comprendidas entre 850° y 1000°, siendo las temperaturas próximas a 900° las más utilizadas.

En el proceso de cementación se pueden distinguir dos etapas distintas: 1.ª absorción del carbono por el acero y 2.ª mejoramiento de características por medio de tratamientos térmicos adecuados.

La cantidad y distribución del carbono absorbido por las piezas depende: 1.° De la composición del acero sometido a la cementación. 2.° De la naturaleza de la substancia cementante, y 3.° De la temperatura y de la duración de la cementación.

Una pieza después de cementada se puede considerar compuesta por dos zonas principales de composición química diferente; el

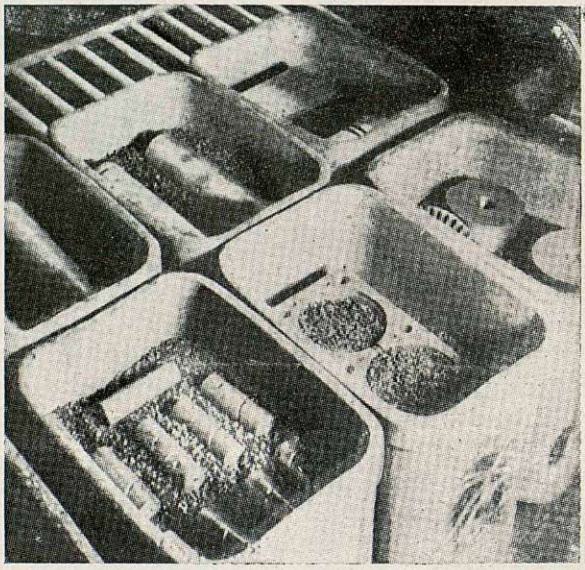


Figura 293
Piezas preparadas para cementar en cajas.

alma o núcleo central y la periferia o capa cementada, existiendo entre ellas otra tercera zona de transición de menor importancia (figura 294).

Por quedar después de la cementación, la capa exterior con un alto contenido en carbono y el corazón con la composición inicial, es posible obtener luego gran dureza en la periferia y alta tenacidad en el núcleo. Pero, como sólo con la cementación, las piezas no adquieren esas propiedades, es necesario darles después unos tratamientos térmicos adecuados. Después de la cementación, la periferia a pesar de tener un elevado contenido en carbono, está todavía relativamente blanda y el núcleo central aun siendo de muy bajo contenido en carbono, puede ser frágil por tener la estructura

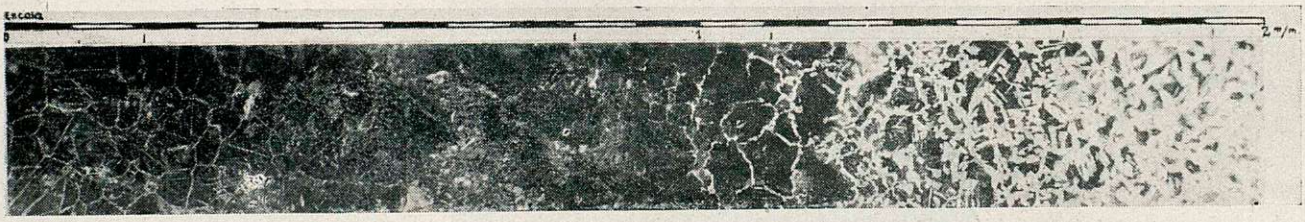


Figura 294

Cementación a 925° con 60 % de carbón de madera y 40 % de carbonato bárico, durante 10 horas, de un acero de 0,12 % de carbono.

muy grosera, por haber permanecido el acero durante mucho tiempo a alta temperatura.

Como la periferia y el núcleo central de las piezas cementadas son de distinta composición, necesitarán diferentes tratamientos, pero como ambas son inseparables, esos tratamientos deberán ser de tal naturaleza, que actúen favorablemente sobre las dos partes, o que si favorecen a una, sean lo menos desfavorables para la otra.

En este capítulo estudiaremos también la cianuración y la carbonitruración porque, lo mismo que la cementación, en esos procesos hay un notable aumento del contenido en carbono en la periferia de las piezas. Sin embargo, estos tres tratamientos se diferencian porque en los dos primeros el acero absorbe además de carbono cierta cantidad de nitrógeno, que se combina formando nitruros, que contribuyen también a que se consiga gran dureza en la superficie de las piezas.

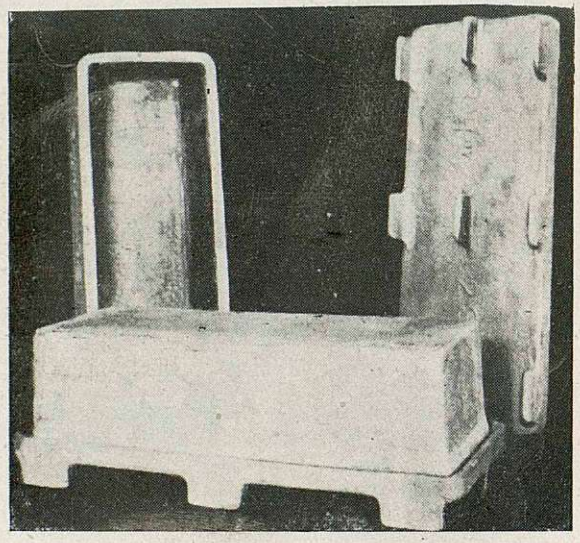


Figura 295

Cajas de cementar de acero refractario al calor. 25 % de Cr y 20 % de Ni.

106. Instalaciones de cementar

Para la cementación de piezas con carburantes sólidos se emplean hornos calentados con carbón, gas, fuel-oil y electricidad. En

ellos se colocan las cajas de cementar, con las piezas y las mezclas cementantes dentro, cerrando bien las juntas, con barro o arcillas refractarias.

Se suelen utilizar recipientes de fundición, de acero moldeado, de chapa de acero soldado, de acero moldeado inoxidable y de chapa embutida. Aunque el proceso de cementación se verifique de igual forma, cualquiera que sea el material de las cajas, las de acero moldeado inoxidable (resistentes al calor), son las mejores, porque no se oxidan y son de gran duración. Es conveniente que las cajas tengan patas o queden colocadas sobre apoyos para que penetre el calor por debajo y la cara inferior se pueda calentar con facilidad (figuras 295 y 297).

En la cementación con líquidos, las sales se disponen en crisoles de fundición o de chapa de acero embutida o soldada. Los crisoles de aceros refractarios al calor (inoxidables) son también los de mayor duración. El calentamiento de los crisoles puede hacerse con carbón, gas, fuel-oil o electricidad. En los hornos eléctricos de mufla debe evitarse el contacto de los vapores de cianuro con las resistencias porque las atacan y destruyen rápidamente.

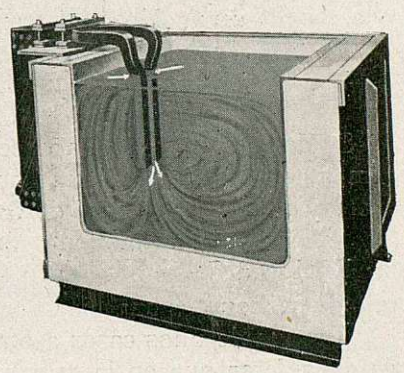


Figura 296
Horno eléctrico de electrodos para cementar con sales.

Para la cementación en baños de sales es muy utilizado un tipo de horno eléctrico que consta de dos o tres electrodos, o grupos de dos electrodos que quedan sumergidos en el baño (pág. 150 y figuras 165, 167 y 296). Como las sales fundidas son conductoras, pasa a través de ellas la corriente eléctrica y el calor originado por el paso de esa corriente, es suficiente para el calentamiento del baño. Se trabaja generalmente con voltajes variables de 8 a 30 voltios y la potencia del transformador suele variar de 10 a 130 kw. Como las sales sólidas no son conductoras de la corriente eléctrica la puesta en marcha es un poco complicada. Se comienza colocando entre dos electrodos un trozo de cok de tamaño apropiado, que se presiona contra ellos con una barra de hierro auxiliar para facilitar el contacto. El paso de la corriente calienta el carbón, que llega a poner-

se al rojo, comenzando primero a fundirse las sales que están a su alrededor, y luego se calienta y funde el resto de la masa.

Después de cada operación conviene sacar con una cuchara casi todas las sales del crisol, porque es preferible fundir primero una pequeña cantidad de sales y hacer luego más adiciones en estado sólido, que intentar la fusión de una gran masa de sales que se han solidificado en el crisol. La temperatura se regula con gran exactitud modificando el voltaje. Es necesario disponer sobre los crisoles campanas con aspiradores para absorber los vapores que se desprenden.

Para la cementación gaseosa se usan hornos fijos y móviles. Los hornos rotativos circulares y los hornos continuos suelen ser los más empleados cuando se cementan piezas pequeñas. En estos hornos, la manipulación y el temple son automáticos.

107. Capa cementada

Se da el nombre de capa cementada a la zona que después de la cementación queda con un contenido de carbono superior a la del acero y recibe el nombre de capa dura la zona superficial que después del último tratamiento queda con una dureza superior a 58-60 Rockwell-C., y que suele corresponder a la zona cuyo porcentaje de carbono es superior a 0,50-0,80 % de C.

Aunque de unos casos a otros hay bastantes diferencias, se puede considerar que en la mayoría de las piezas cementadas el espesor de la capa dura varía de la cuarta parte a la mitad (0,25 a 0,5) de la profundidad de la capa cementada.

Los espesores de las capas que normalmente se emplean en las piezas de máquinas y motores, se pueden clasificar en tres grupos:

1.° Capas delgadas con menos de 0,50 mm. de espesor de cementación. Estas profundidades de cementación se utilizan para pequeñas piezas de acero al carbono, endurecidas generalmente con sales de cianuro y templadas directamente desde la temperatura de cementación. Estas piezas deben de utilizarse siempre sin rectificado posterior.

2.° Capas medias de 0,50 a 1,50 mm. Estos espesores son los más corrientes para la mayoría de las piezas que se utilizan en la fabricación de máquinas y motores. Se pueden emplear cementantes sólidos, líquidos o gaseosos, con aceros al carbono, débilmente aleados o de alta aleación.

3.° Capas de gran espesor, superiores a 1,50 mm. Son obtenidas generalmente por cementación con materias sólidas y con ce-

mentantes gaseosos y algunas veces aunque más raramente con cementantes líquidos. Las chapas de blindaje, que suelen fabricarse con capas cementadas de 3 a 4 cm. son cementadas con gases.

Cualquiera que sea el proceso que se emplee, conviene que el contenido en carbono de la capa cementada no pase de 1 % y debe procurarse que la parte periférica de la pieza después de rectificada, quede aproximadamente con 0,8 a 0,9 % de carbono, con lo que se obtienen en el temple durezas de 62 a 65 Rockwell-C. Siempre conviene obtener durezas superiores a 60 Rockwell-C, que es aproximadamente el límite de dureza en que la lima ya no marca al acero.

Cuando el contenido en carbono de la zona periférica es superior a la composición eutectoide de 0,90 % de carbono, suelen aparecer redes de cementita (fig. 294) o de carburos que pueden hacer frágil a la capa cementada y con tendencia a descascarillarse. En estos casos conviene dar a las piezas después de la cementación un recocido de difusión a 800°-900° en una atmósfera o baño apropiado para disminuir el porcentaje de carbono de la periferia. Con este tratamiento se uniformiza bastante el contenido en carbono y se evitan posibles desconchamientos en las piezas cementadas.

108. Cementación con materias sólidas

Se utilizan diversas materias para suministrar el carbono que ha de absorber el acero durante la cementación. Las más empleadas suelen ser el carbón vegetal, el negro animal, huesos calcinados, cuero, cok, etc., mezclados con carbonatos de bario, calcio y sodio.

El carbón solo, no se emplea porque con él no se suelen conseguir concentraciones de carbono en la periferia del acero, superiores a 0,65 % de C. Mezclándolo en cambio con carbonatos alcalinos o alcalino-térreos, se alcanza hasta 1,20 % de carbono.

Durante muchos años, uno de los cementantes más utilizados fué la mezcla Caron preparada con 60 % de carbón vegetal y 40 % de carbonato bárico. El carbón se tritura en trozos de 3 a 6 mm. de diámetro y luego se mezcla con el carbonato bárico en polvo. Recientemente se ha comprobado que se puede disminuir el contenido de carbonato bárico, obteniéndose muy buenos resultados con porcentajes de 10 a 15 %, sin que pierda efecto sensible la acción carburante de la mezcla; bajando en cambio de 8 %, el rendimiento disminuye ya notablemente. Se suele añadir también un 20 % de cok como diluyente, porque aumenta la velocidad de penetración del calor a través del compuesto carburante, permite obtener rápi-

damente temperaturas uniformes en el interior de las cajas y disminuye el coste de la mezcla. Como activadores también se suelen emplear el carbonato cálcico y el carbonato sódico. Es importante que el carbón esté bien seco, porque pequeñas trazas de humedad, pueden dar lugar a descarburaciones locales y luego a puntos blandos en las piezas después del último temple.

Durante mucho tiempo se creyó que la cementación de los aceros extra-dulces se verificaba, al penetrar el carbono del cementante sólido a través de la superficie del acero y difundirse luego hacia el interior. Pero se ha comprobado que la transferencia del carbono

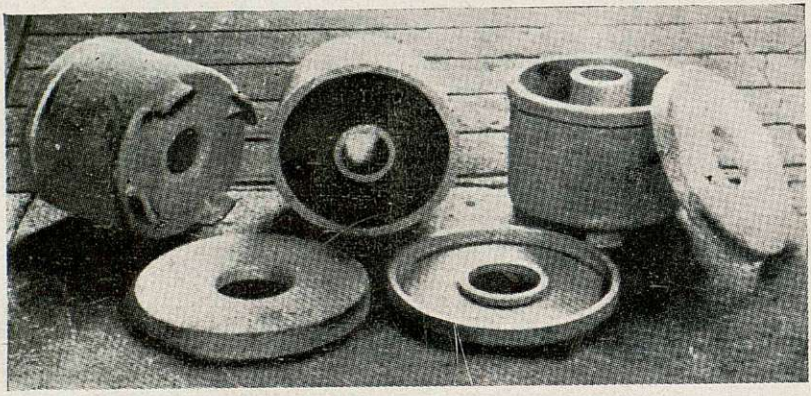


Figura 297

Cajas de acero refractario al calor para cementar engranajes.

al acero, se verifica siempre por medio de los gases que se desprenden al calentarse las mezclas cementantes a alta temperatura, siendo en estos procesos el óxido de carbono el principal agente carburante. Si se coloca un trozo de acero rodeado de materias carburantes y se calienta a 925° en el vacío, de forma que no haya gases a su alrededor, el acero no absorbe carbono. Para que la cementación se verifique, ha de ponerse el carbono en contacto con la superficie del acero caliente en un estado adecuado para que se verifique la absorción. El éxito de la cementación, depende en gran parte de la aptitud del medio carburante para suministrar y rodear la superficie del acero con carbono, en un estado que se puede llamar activo, de tal naturaleza que su absorción por el acero se efectúe rápidamente. La experiencia ha demostrado que en el óxido de carbono naciente que se forma en el interior de las cajas de cementación, el carbono se halla en ese estado favorable y en cambio no lo

está en otros cuerpos que no sirven para cementar el acero a pesar de contener carbono.

El proceso de absorción del carbono por el acero durante la cementación se explica en la siguiente forma: El carbón a elevada temperatura, en contacto con el oxígeno del aire que hay siempre en el interior de las cajas, entre los huecos que deja la materia cementante, da óxido de carbono (CO) según la siguiente reacción:

$$O_2 + C = 2\,CO$$

Luego el óxido de carbono se descompone en carbono naciente y anhídrido carbónico.

La reacción correspondiente a la transferencia del carbono del óxido de carbono a la superficie del acero, se explica en la siguiente forma:

$$2\,CO = (C) + CO_2$$

donde el símbolo (C) representa el carbono naciente que se encuentra en la superficie de las piezas en estado adecuado para ser absorbido por el acero.

Además, para que se verifique con facilidad la absorción del carbono, es necesario que el acero se encuentre en estado austenítico, con el hierro en forma de hierro gamma, condición que se cumple utilizando las temperaturas normales de cementación. En esas condiciones el acero puede absorber hasta 1,40 % de carbono aproximadamente, pudiéndose llegar hasta 1,7 % de C a 1.145°. Cuando el hierro se encuentra en estado alfa a temperaturas más bajas, la capacidad de absorción del carbono es en cambio muy limitada.

El carbono, después de haber pasado al acero, queda disuelto en el hierro gamma y de acuerdo con las leyes de difusión, al existir en la periferia una concentración más elevada que en el interior, penetra hacia el corazón. En el proceso de cementación se señalan por lo tanto dos fases diferentes, una de absorción del carbono y otra de difusión del carbono hacia las zonas menos carburadas del interior.

Los carbonatos y en especial el carbonato bárico, que se emplean mezclados con el carbón vegetal, aceleran la penetración del carbono, que es como hemos señalado antes, el verdadero agente carburante.

La descomposición del carbonato bárico se verifica de acuerdo con las siguientes reacciones:

$$CO_3\,Ba + \text{calor} = Ba\,O + CO_2$$
$$CO_2 + C = 2\,CO.$$

Como las mezclas cementantes pierden con el uso su actividad, es necesario renovarlas periódicamente, siendo una práctica muy corriente preparar las mezclas utilizando de 3 a 5 partes de la usada y una de la nueva.

Los principales inconvenientes de los cementantes sólidos son:

1.° La gran duración de la operación, generalmente demasiado larga, ya que es necesario calentar hasta muy altas temperaturas las grandes cajas de cementación.

2.° El elevado consumo de combustible, necesario para calentar el cementante y las cajas.

3.° El elevado coste de preparación y colocación de las piezas en las cajas.

4.° La dificultad de templar directamente las piezas desde la caja y por lo tanto la imposibilidad de emplear dispositivos automáticos para el temple al trabajar con grandes series, y

5.° La irregularidad de temperaturas en el interior de las grandes cajas de cementación.

PENETRACIÓN Y DISTRIBUCIÓN DEL CARBONO

La profundidad de la capa cementada aumenta con la temperatura y con la duración de la cementación y depende también de la actividad del carburante empleado y de la composición del acero que se va a cementar (figs. 298 y 299).

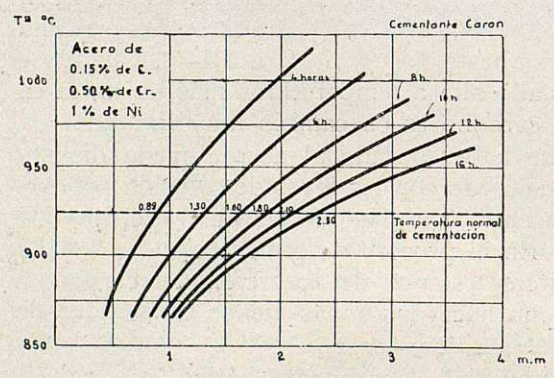


Figura 298

Profundidad de la penetración del carbono a diferentes temperaturas, en función de las horas de cementación.

Aunque la penetración del carbono no se verifica con idéntica velocidad en los diferentes tipos de aceros (Tabla XXXIV), en la práctica industrial no son muy sensibles las diferencias entre las penetraciones que se consiguen en los aceros al carbono y los aceros al níquel, cromo-níquel, etc.

La absorción del carbono por el hierro gamma, es tanto más activa cuanto menor sea el porcentaje en carbono del acero. A medida

que la carburación progresa, cuando el porcentaje de carbono aumenta, la velocidad de absorción disminuye comportándose en ese caso el acero como una solución que se aproxima a su grado de saturación.

Cementando un acero cromo-níquel de 0,15 % de C. 0,50 % de Cr. y 1 % de Ni, a 925° con la mezcla Caron de 60 % de carbón vegetal y 40 % de carbonato bárico, se obtiene al cabo de 4 horas una profundidad de 0,89 milímetros y una velocidad media de penetración de 0,22 mm. por hora. A las 8 horas se llega a 1,60 mm. y a las 16 horas, a 2,30 mm. (figuras 298 y 299).

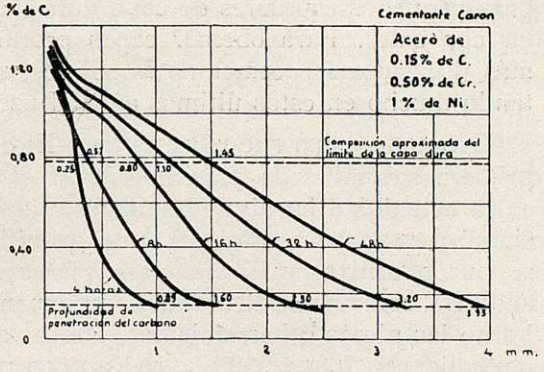


Figura 299

Cementación a 925°.
Composición de la capa cementada, en función de la duración en horas, de la cementación.

Cuando la cementación se verifica a bajas temperaturas, la penetración del carbono es muy pequeña y en cambio el porcentaje en carbono de la periferia es mayor que cuando se efectúa la cementación a temperaturas próximas a 925° (fig. 300).

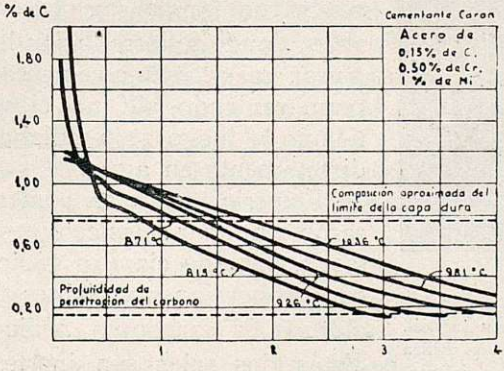


Figura 300

Cementación durante cuarenta y ocho horas.
Composición de la capa cementada, en función de la temperatura de cementación.

109. Endurecimiento superficial con baños de sales fundidas.

En los últimos años se ha generalizado extraordinariamente el uso de baños de sales para el endurecimiento superficial de los aceros. Para pequeños espesores este procedimiento es mucho más rápido que la cementación con materias sólidas, y es también más sencillo, empleándose cada día con más éxito en competencia con los cementantes sólidos.

Las sales tienen la desventaja de ser muy venenosas y aunque los humos que desprenden no lo son, sin embargo causan molestias e irritan las vías respiratorias.

Para endurecer piezas sencillas o de poca responsabilidad y para pequeños espesores de capa dura, conviene en general cementar con sales. Para obtener capas profundas, aunque todavía son más utilizados los cementantes sólidos, se está también incrementando mucho en estos últimos años el uso de los baños de sales.

Evolución del procedimiento.—El cianuro potásico que fué la primera sal utilizada para endurecer el acero, se emplea todavía en la actualidad en algunos talleres. La cianuración con polvos de cianuro es un procedimiento muy primitivo y poco preciso que no se puede utilizar más que para piezas sin ninguna responsabilidad. Se comienza calentando previamente en la fragua o en un horno las piezas o herramientas que se van a cementar. Cuando están calientes (700° a 900°) se rodean con polvos de cianuro, luego se vuelven a calentar a 780°-800° y finalmente se templan enfriándolas rápidamente en agua, obteniéndose en la superficie gran dureza.

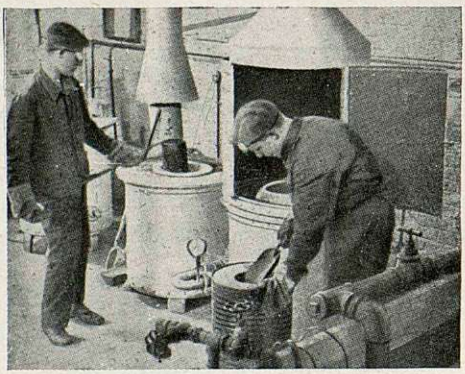


Figura 301

Un horno para cementar calentado con fuel-oil. El horno auxiliar de la izquierda que se utiliza para precalentamientos o revenidos, es calentado con los gases de la combustión del horno de la derecha.

Hacia el año 1915, se comenzó también a usar para endurecer los aceros extra-dulces, el cianuro sódico, porque era más barato que el potásico. Se fundían las sales en crisoles, donde se introducían las piezas que se iban a cementar, permaneciendo allí un cierto tiempo y luego se templaban directamente en agua.

Posteriormente se comenzaron a utilizar sales compuestas, a base de cianuro sódico con proporciones variables de cloruro y carbonato sódico. Estas dos sales son inertes, pero mezcladas las tres en proporciones convenientes se comportan prácticamente igual que el cianuro. Además como el cloruro y el carbonato son mucho más baratos que el cianuro, las sales preparadas de esta forma resultan más económicas. Aunque empleando estas sales, las piezas quedan con gran dureza superficial, no se pueden conseguir económica-

mente *capas duras* de más de 0,3 mm. de profundidad, aunque se eleve la temperatura de cianuración o se prolongue la duración del tratamiento, y además, se descomponen fácilmente al elevarse la temperatura del baño por encima de 850° a 875°.

Mayores espesores de capa dura se consiguieron empleando el procedimiento Deininger, denominado también «Shimer Process», que consistía en introducir en un baño inerte o no carburante, compuesto de cloruro cálcico y sódico, trozos de cianamida cálcica infusible, sujetos en cestillas especiales. El baño era reactivado introduciendo de vez en cuando nuevas cantidades de cianamida, que era el elemento activo de la cementación.

Para obtener capas duras de 0,5 a 2 mm. de espesor con baños de sales, el mejor procedimiento es la cementación con baños de cianuro activados con agentes catalizadores. Esos baños se preparan con sales inertes como el cloruro y carbonato sódico, elementos activos como el cianuro sódico, cianuro cálcico o cianuro potásico y catalizadores como los cloruros y fluoruros de bario, calcio, estroncio, etc., que sirven para incrementar la profundidad de penetración del carbono.

Los procesos de endurecimiento, empleando sales preparadas con cianuros, pueden dividirse en dos grupos: la cianuración y la cementación o carburación, que aunque semejantes en algunos aspectos pueden sin embargo considerarse como tratamientos diferentes.

En la cianuración *el endurecimiento se consigue por la acción combinada del carbono y el nitrógeno,* obteniéndose capas superficiales duras, de poca profundidad. Se utilizan baños preparados a base de cianuro sódico o potásico, y sales inertes, empleándose temperaturas relativamente bajas de 750°-850°.

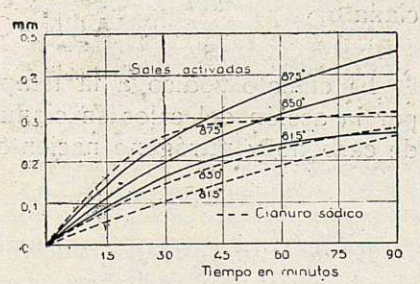


Figura 302

Profundidades de capa dura obtenidas al cianurar y cementar con sales activadas un acero al carbono extradulce.

(B. B. Beckwith.)

En la cementación o carburación con sales, se utilizan baños preparados a base de cianuros y agentes catalizadores. La profundidad que se consigue es muy superior a la de la cianuración, oscilando entre 0,2 y 3 mm. y aunque en la periferia siempre hay un pequeño porcentaje de nitrógeno, puede considerarse que *el endurecimiento es debido exclusivamente a la acción del carbono.*

Como los cianuros se oxidan con gran facilidad, para evitar la descomposición de estos baños, debe impedirse el contacto de las sales con el aire, cubriéndolas con una capa de grafito en escamas u otras materias carbonosas. No se pueden usar crisoles preparados con ladrillos refractarios, ni proteger las piezas con barros o arcillas, porque también por esta causa las sales se descomponen.

La cementación con sales tiene la ventaja de que las instalaciones son sencillas y baratas. El precio de un horno de sales suele ser menor que el de cualquier otro tipo de horno.

110. Cianuración

Este procedimiento se emplea para endurecer superficialmente pequeñas piezas de acero. Los baños de cianurar contienen cianuro, carbonato y cianato sódico con o sin cloruro sódico como diluyente.

El contenido de cianuro en el baño suele variar de 20 a 50 %. El cianato sódico no se añade intencionadamente al baño, sino que se forma por oxidación del cianuro durante el trabajo. Operando a temperaturas de 760° a 950° y empleando baños cubiertos con escamas de grafito, el porcentaje de cianato sódico no suele exceder de 3 %. El carbonato sódico es el último producto que se forma en los baños por descomposición u oxidación del cianuro por la acción oxidante del aire.

La carburación del acero se realiza por la acción del CO que se desprende en el baño y la nitruración por efecto del nitrógeno.

El cianuro se oxida al reaccionar con el oxígeno del aire dando cianato

$$2\,Na\,CN + O_2 = 2\,Na\,CNO.$$

El cianato sódico a la temperatura de trabajo se descompone por la acción del calor en cianuro sódico, carbonato sódico, óxido de carbono y nitrógeno naciente.

$$4\,Na\,CNO + calor = 2\,Na\,CN + Na_2\,CO_3 + CO + 2N$$

El cianuro formado, vuelve nuevamente a comenzar el ciclo, siendo siempre el carbonato el producto final de la transformación.

El óxido de carbono que se libera durante la descomposición del cianato, se descompone en anhídrido carbónico y *carbono naciente* que en contacto con el acero caliente se disuelve en el hierro gamma y se difunde hacia el interior. La reacción carburante es la siguiente:

$$2\,CO = (C) + CO_2$$

siendo (C) el carbono que pasa al acero.

El *nitrógeno naciente* se combina formando nitruros.

Para que se realice la cianuración es fundamental la formación de una cierta cantidad de cianato. Experimentalmente se ha comprobado que un baño de alto porcentaje en cianuro sin cianato, no cianura el acero. Esto es difícil que ocurra y en la práctica industrial todos los baños de cianuro contienen siempre algo de cianato, ya que su formación es casi automática al elevarse la temperatura de los baños.

Los nitruros que se forman, interfieren y dificultan la penetración del carbono y por su influencia perniciosa no se pueden utilizar los baños de cianuro sin catalizadores para producir económicamente capas duras de más de 0,30 mm. de profundidad.

En el interior de las piezas cianuradas a una distancia de 0,1 mm. de la periferia el porcentaje de nitrógeno suele variar generalmente desde 0,20 a 0,60 %.

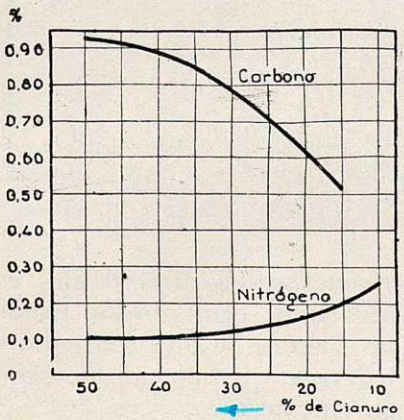


Figura 303-*a*)

Influencia del porcentaje de cianuro, en la composición de la capa cementada a 0,075 milímetros de la periferia, correspondiente a un acero al carbono extradulce cianurado durante dos horas y media a 950°. El baño estaba cubierto con una capa de grafito.

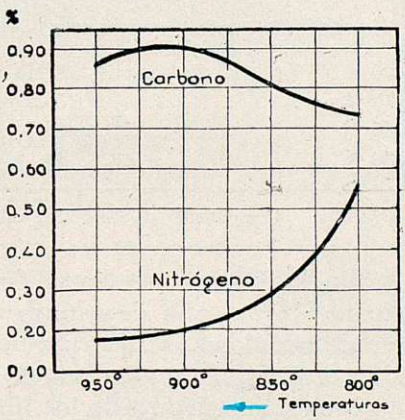


Figura 303-*b*)

Influencia de la temperatura de cianuración en la composición de la periferia de la capa cementada, correspondiente a un acero al carbono extra-dulce cianurado durante dos horas y media en un baño de 50 % de cianuro.

En la figura 303 se puede observar los porcentajes de carbono y nitrógeno obtenidos en la periferia de los aceros al carbono extradulces cianurados en condiciones muy diversas.

Desde 800°, al elevarse la temperatura hasta 925°, el porcentaje de carbono aumenta y disminuye el de nitrógeno (fig. 303-*b*).

También se ve que al disminuir el porcentaje de cianuro de 50

hasta 20 %, disminuye el porcentaje de carbono y aumenta el de nitrógeno (fig. 303-*a*).

La cianuración se suele efectuar con sales que contienen de 20 a 50 % de cianuro sódico, 30 a 40 % de carbonato sódico y 20 a 30 % de cloruro sódico, siendo recomendable utilizar porcentajes de cianuro variables de 30 a 40 %.

En el comercio existe cianuro sódico para usos industriales de varias concentraciones, siendo las más corrientes las que se señalan en la tabla XXIX.

TABLA XXIX

CONCENTRACION	*Cianuro sódico* CN Na %	*Carbonato sódico* $CO_3 Na_2$ %	*Cloruro sódico* ClNa %	*Temperatura de fusión*
96 a 98 %	97	2,3	trazas	560°
75 %	75,3	3,5	21,2	590°
45 %	45,3	37	17,7	570°
30 %	30	40	30	625°

Composición de diferentes calidades de cianuro sódico comercial.

En los talleres se hacen periódicamente análisis de las sales y cuando con el uso disminuye el porcentaje de cianuro y el baño pierde actividad, se hacen adiciones de cianuro de alta concentración (generalmente 96 a 75 %) para mantener el contenido de cianuro del baño dentro de los límites convenientes.

La profundidad de capa dura alcanzada en la cianuración depende también del espesor de las piezas. Con un acero determinado, a igualdad de temperatura y tiempo, el espesor de capa que se alcanza en un redondo de 6 mm., es aproximadamente 15 % mayor que el que corresponde a uno de 12 mm. y 40 % más que el de un redondo de 25 mm. A partir de este espesor la penetración es ya constante.

En la tabla XXX damos los resultados que hemos obtenido al cianurar un acero al carbono y un acero cromo molibdeno, manteniendo las muestras una y dos horas, en un baño de 30 % de cianuro, 30 % de cloruro y 40 % de carbonato sódico, y en la figura 304 se señalan las durezas obtenidas por F. D. Waterfall, al cianurar a 850° y 900° un acero extradulce.

TABLA XXX

	ACERO AL CARBONO						ACERO CROMO MOLIBDENO					
Duración del tratamiento.	Una hora			Dos horas			Una hora			Dos horas		
Distancia a la periferia en mm.	Temperaturas			Temperaturas			Temperaturas			Temperaturas		
	750°	800°	850°	750°	800°	850°	750°	800°	850°	750°	800°	850°
0,1	.39	.56	.60	.43	.62	.73	.45	.59	.70	.57	.67	.80
0,2	.20	.31	.53	.30	.48	.62	.25	31	.60	.35	.45	.68
0,3	.15	.16	.30	.18	.27	.45	.15	.16	.32	.23	.32	.50
0,4	.12	.12	18	.12	.18	.31	.15	.15	.21	.15	.23	.38
0,5	.12	.12	.12	.12	.13	.16	.15	.15	.15	.15	.15	.19
	Contenido de carbono en %											

Porcentajes de carbono obtenidos al cianurar durante una o dos horas a 750°, 800° y 850° barras de 25 mm. de diámetro, de un acero de 0,12 % de carbono y un acero de 0,15 % de carbono, 1 % de cromo y 0,20 % de molibdeno.

Observando los resultados obtenidos en estos ensayos se comprende que no conviene utilizar la cianuración para obtener capas duras de más de 0,3 mm. de profundidad.

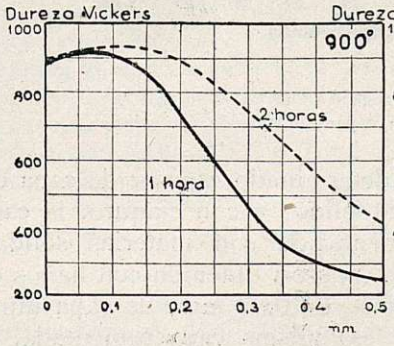


Figura 304-*a*)

Durezas obtenidas al cianurar barras de acero extradulce de 15 mm. de diámetro, en un baño de 43 % de cianuro a 900°. Después de la cianuración, se templaron las barras a 780° en agua. El ensayo de dureza se hizo con carga de 5 Kg.

(F. D. Waterfall.)

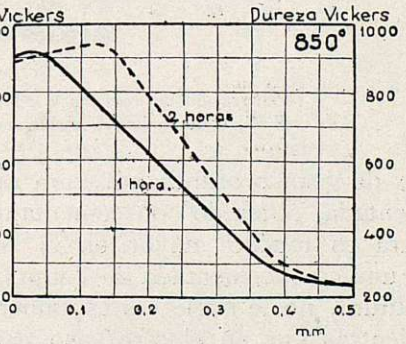


Figura 304-*b*)

Durezas obtenidas al cianurar barras de acero extradulce de 15 mm. de diámetro, en un baño de 40% de cianuro a 850°. Después de la cianuración se templaron las barras a 780° en agua. El ensayo de dureza se hizo con una carga de 5 Kg.

(F. D. Waterfall.)

La cianuración se emplea no sólo para endurecer aceros de bajo contenido en carbono, sino también algunas veces para aceros de mayor contenido en carbono con o sin aleación, en los que además de elevadas propiedades en el núcleo, se desea también mejorar la dureza superficial. Esto se consigue calentando las piezas para el temple, en baños con 40 % de cianuro y manteniendo las piezas en el baño de 15 a 60 minutos aproximadamente. De esta forma las piezas tendrán en el corazón las características correspondientes a un temple y revenido normal y la periferia quedará con 40 a 62 Rockwell-C., según la temperatura de revenido.

El principal inconveniente de los baños de cianuro es, como hemos señalado antes, el no poderse conseguir con ellos capas du-

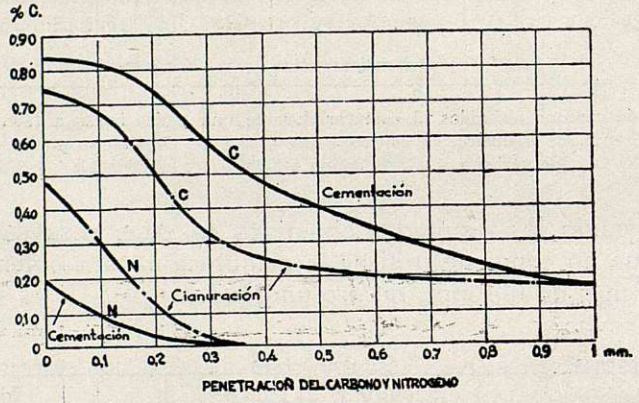


Figura 305

Penetración del carbono y del nitrógeno en un acero de 0,17 % de C, endurecido por cianuración y por cementación con sales.

ras de gran profundidad. Para un determinado espesor de capa cementada, obtenido con cementantes sólidos y con cianuro, la capa dura es mucho mayor en la cementación con materias sólidas. A una capa cementada de 1 mm. de espesor, obtenida con baños de cianuro, no le suele corresponder más de 0,30 mm. de capa dura, mientras que en el otro caso para esa misma capa cementada, la capa dura es de 0,55 mm. aproximadamente. Con los baños de cianuro activados se consigue para un determinado espesor de capa cementada, mayor capa dura que en la cianuración.

111. Cementación en baños de sales

En este proceso la gran dureza superficial que adquiere el acero, puede considerarse debida exclusivamente a la acción del carbo-

no. La influencia del pequeño porcentaje de nitrógeno existente en la capa periférica es muy pequeña y puede ser despreciada.

Los baños de sales que se utilizan en este procedimiento se preparan generalmente a base de cianuro sódico, con porcentajes variables de cloruro y carbonato sódicos a los que se añade uno o más cloruros o fluoruros de bario, potasio, calcio o estroncio, que actúan como agentes catalíticos, aumentando notablemente la penetración del carbono, y con ello la profundidad de la capa dura que puede variar desde 0,2 a 3 mm.

Las sales que se utilizan para la cementación de los aceros, se pueden clasificar en dos grupos de acuerdo con la penetración que con ellas se consiguen. Unas con 17 a 23 % de cianuro que se emplean a temperaturas variables de 850° a 925° para capas de espesor medio de 0,2 a 1,5 mm. de profundidad, y otras de 7,5 a 12 % de cianuro para espesores variables de 1 a 3 mm., que se emplean a temperaturas de 875° a 950°. En la tabla XXXI se dan las composiciones de las sales de cementar más usadas en la actualidad.

TABLA XXXI

	Capa cementada de 0,2 a 1,5 mm.	*Capa cementada de 1 a 3 mm.*
Cianuro sódico	17 a 23 %	7,5 a 12 %
Cloruro bárico	14 a 40 %	45 a 55 %
Otras sales alcalinas	0 a 3,5 %	2 a 10 %
Cloruro potásico	—	5,5 a 20 %
Cloruro sódico	20 a 30 %	0 a 15 %
Carbonato sódico	<30 %	<30 %
Cianato sódico	< 1 %	<0,30 %

Composición de las sales empleadas para la cementación de los aceros.

En los baños de sales activados con cloruro bárico la actividad carburadora es debida principalmente a las siguientes reacciones:

$$2\,Na\,CN + Ba\,Cl_2 = Ba\,(CN)_2 + 2\,Na\,Cl$$
$$Ba\,(CN)_2 = Ba\,CN_2 + (C).$$

en las que (C) representa el carbono que pasa al acero.

La intensidad de esta reacción se acentúa con la temperatura y con ella aumenta la liberación de carbono activo y disminuye la formación de nitrógeno, cuya influencia es perjudicial en este trata-

miento porque dificulta la penetración del carbono en el acero. Como el porcentaje de cianato en el baño es un índice de la cantidad de nitrógeno que absorbe el acero, para asegurar una buena penetración de carbono debe evitarse que pase de ciertos límites, debiendo mantenerse en los baños de penetración media, porcentajes de cianato inferiores a 1 % y en los de gran penetración menores del 0,3 %.

Las irregularidades que se pueden presentar en estos procesos deben atribuirse a alguna de las siguientes circunstancias:

1.° Contenido insuficiente de cianuro para generar el carbono activo.

2.° Aumento exagerado del contenido de carbonato sódico.

3.° Cantidad excesiva de cianato sódico, y

4.° Error en la temperatura de cementación.

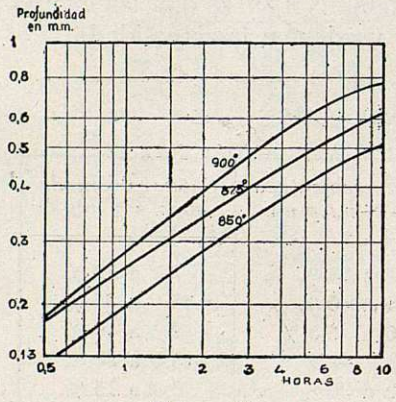


Figura 306

Situación de la capa de 0,50 % de C en función de la temperatura y del tiempo, en un acero de 0,10 % de carbono, cementado con sales de penetración media.

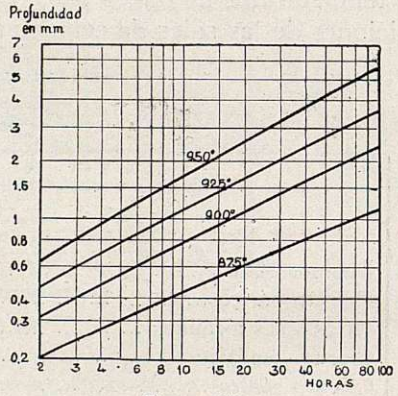


Figura 307

Situación de la capa de 0,50 % de C en función de la temperatura y del tiempo, en un acero de 0,10 % de carbono, cementado con sales de gran penetración.

Las profundidades que se consiguen empleando sales de media y gran penetración, se pueden observar en las figuras 306 y 307.

El proceso de trabajo que se sigue en los talleres de tratamientos térmicos para mantener los baños con las composiciones adecuadas varía según la clase de sales empleadas.

El fin que se persigue siempre es mantener el baño durante toda la operación dentro de unos límites de composición que en la mayoría de los casos son los señalados en la tabla XXXI.

Para conseguirlo, los fabricantes suelen preparar varios tipos

de sales que mezclados en proporciones convenientes, dan esas composiciones. Como con el uso suele disminuir el porcentaje de cianuro y se alteran también los porcentajes de otros elementos, es necesario añadir periódicamente ciertas sales para mantener una composición conveniente.

Según los casos se suelen usar:

1.° Una sola sal, que contiene todos los elementos necesarios para cementar el acero y que a medida que se va gastando el baño sirve también para relleno. Esta sal suele contener 0,5 % de cianuro cálcico y 70 % de cloruro cálcico, es muy barata, pero es higroscópica y es necesario lavar muy bien las piezas para evitar su corrosión. No es necesario hacer análisis del baño y observando el aspecto de su superficie se conoce su grado de actividad.

2.° Dos sales, una de las cuales suele ser una sal neutra o una mezcla de sales neutras, y la otra una sal de cianuro con cloruros activadores, y

3.° También se suelen usar tres sales. Una de bajo punto de fusión, compuesta generalmente a base de cloruro o carbonato sódico que sirve para iniciar la fusión de una pequeña parte del baño de sales. Otra sal de cianurar con 80 a 90 % de cianuro sódico y 5 a 10 % de carbonato sódico y la tercera, que es la sal catalizadora, con 70 a 85 % de cloruro bárico, 5 a 10 % de cianuro sódico, 10 % de cloruro sódico y 10 % de carbonato sódico.

112. Determinación del contenido en cianuro sódico

Para conducir bien la cianuración o la cementación con sales debe conocerse el contenido en cianuro del baño. Para hacer esa determinación, se puede emplear el método que describimos a continuación que es muy sencillo y rápido.

Se comienza el análisis, disolviendo 2 gramos de la sal del baño de cementación en un matraz aforado de 250 cm^3 lleno hasta la mitad de agua destilada. Tan pronto como se hayan disuelto las sales, se añade 5 centímetros cúbicos de solución indicadora de yoduro potásico, que oscurecerá el líquido. Se rellena el matraz con agua hasta completar 250 cm^3., se agita, se deja decantar y luego se filtra. Se toma del líquido filtrado 125 cm^3. y utilizando una bureta graduada, se añade la solución de nitrato de plata hasta que vire el color a amarillo verdoso. Se anota el número de cm^3. de la solución de nitrato de plata en la probeta graduada antes y después de hacer la titración y la diferencia, o sea el número de cm^3. de la solución de nitrato de plata gastados para que cambie el color, señalan el porcentaje de

cianuro que contiene el baño de sales. Con los 125 cm^3, restantes de líquido filtrado se repite el ensayo para control.

Las soluciones se preparan en la siguiente forma:

1.° *Solución de nitrato de plata:*

Nitrato de plata ... 17,34 grs.
Agua destilada ... 1.000 cm^3

2.° *Solución indicadora de yoduro potásico:*

Sosa cáustica, 100 grs.
Yoduro potásico, 6 grs. (se disuelve con la sosa, en 800 cm^3 de agua).
Acetato de plomo, 15 grs. (se disuelve en 200 cm^3 de agua).
Agua destilada, 1.000 cm^3.

113. Cementación con gases

En el pasado siglo XIX Caron inició hacia el año 1860, los primeros trabajos y experiencias sobre la cementación gaseosa. Algunos años más tarde Mannesman (1879), Charpy (1903) y Guillet (1904), estudiaron y desarrollaron también este procedimiento. El italiano Federico Giolitti fué sin embargo el primero que experimentó a fondo el proceso y en 1912 publicó el resultado de sus ensayos cementando con óxido de carbono, etileno, metano y gas del alumbrado.

Posteriormente, durante bastante tiempo, la cementación gaseosa se utilizó casi exclusivamente para la fabricación de blindajes y hasta los años 1925-1927, no comenzó a tomar verdadero desarrollo el procedimiento.

En este proceso, manteniendo las piezas de 1 a 8 horas en una atmósfera carburante, a temperaturas de 850° a 950°, se obtienen capas cementadas de 0,2 a 1,5 m/m. de profundidad. Unicamente en casos especiales como la fabricación de blindajes, se emplean procesos más largos y se obtienen capas cementadas de mayor espesor. Aunque las instalaciones son bastante complicadas y costosas, la cementación de las piezas es muy sencilla y rápida. Se obtienen resultados muy regulares y se pueden cementar grandes cantidades de piezas en muy poco tiempo. El empleo de este procedimiento, que está sustituyendo en muchos casos a la cementación en cajas, es de gran interés para las empresas que deban cementar muchas piezas y en cambio no es recomendable para talleres pequeños que trabajan sólo con pequeñas series.

TIPOS DE HORNOS EMPLEADOS

Durante bastante tiempo la cementación gaseosa de piezas, se ha efectuado casi exclusivamente en hornos rotativos, que también

se emplean en la actualidad, cuando no hay peligro de que se deformen las piezas, por efecto de los continuos choques y movimientos a que están sometidas.

Posteriormente se comenzaron a emplear hornos continuos, en los que las piezas son transportadas a través del horno de un extremo a otro por medio de bandejas o cadenas móviles.

Para este tratamiento también se emplean hornos estacionarios, como los de las figuras 308 y 309, en los que las piezas se colocan en cestas o colgadas con alambres según su forma y tamaño, dentro de un recipiente cerrado a través del cual circula el gas carburante, que es agitado por un ventilador colocado en la parte superior del horno. Terminada la carburación se desplaza la cabeza o tapa del horno y se saca la cesta o dispositivo donde se hallen las piezas (fig. 309) para ser llevadas rápidamente al baño de temple.

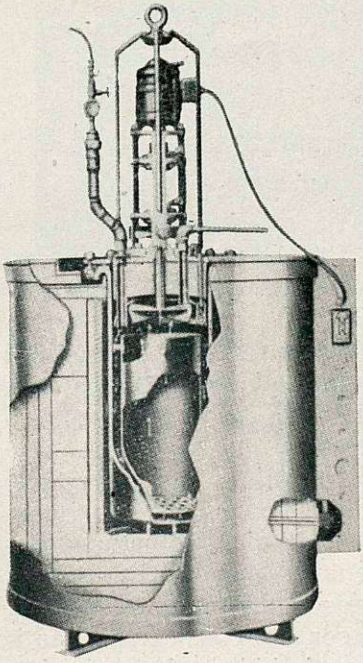


Figura 308

Esquema de un horno eléctrico para la cementación gaseosa.

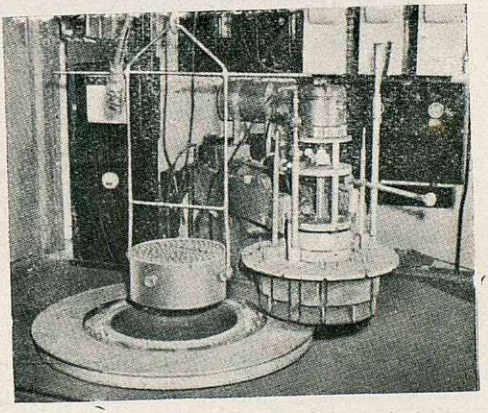


Figura 309

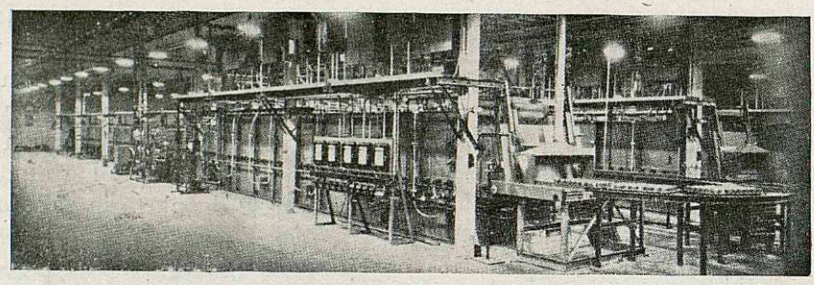
Instalación para cementación gaseosa. Obsérvese la cesta donde van colocadas las piezas, y a la derecha la cabeza del horno, que ha sido desplazada al terminar la operación.

ATMÓSFERAS CARBURANTES

Habiéndose estudiado anteriormente, el papel tan importante que desempeña el óxido de carbono en la cementación con materias

sólidas, parece que bastaría colocar las piezas en presencia de ese gas a alta temperatura para conseguir su cementación. Sin embargo, la práctica ha demostrado que de esa forma no se consiguen buenos resultados y que es necesario la presencia de ciertos hidrocarburos para obtener capas cementadas de composición y espesor conveniente.

Las modernas atmósferas carburantes se componen siempre de un gas portador o de relleno y el gas activo o carburante.



Horno continuo para cementación gaseosa, con bandejas transportadoras de piezas.

Para la preparación del gas portador existen en la actualidad dos tendencias muy marcadas: La americana que utiliza para su preparación el gas natural o sus derivados y la europea que emplea gases preparados con gas del alumbrado o con gas de gasógeno de carbón de madera. En cada caso convendrá utilizar uno u otro gas según las disponibilidades de cada país. En Estados Unidos preparan el gas portador por combustión incompleta del gas natural, gas del alumbrado o propano en presencia de un catalizador. Efectuando un cuidadoso control de la mezcla aire-gas o aire-propano, llega al catalizador, el gas parcialmente quemado con una considerable cantidad de CO_2 y vapor de agua, y un exceso de hidrocarburo sin descomponer. Entonces el hidrocarburo en presencia del catalizador reacciona con el CO_2 y el vapor de agua en la siguiente forma:

$$CH_4 + CO_2 = 2\,CO + 2\,H_2$$
$$CH_4 + H_2O = CO + 3\,H_2$$

En el procedimiento europeo, se hace pasar el gas preparado en un gasógeno con carbón de madera o el gas del alumbrado, a través de una columna de carbón incandescente a 1.000°. En este proceso existen las variantes de emplear gas de gasógeno, gas mixto o gas de agua, siendo el gas mixto el que da mejores resultados.

Al gas portador, cualquiera que sea su clase, se le añade antes de ser introducido en la cámara del horno, un pequeño porcentaje de gas carburante (hidrocarburos), preparado generalmente (en una retorta calentada exteriormente) por pirólisis de una mezcla controlada de aire y gas natural o etileno, propano, etc., en presencia de un catalizador de platino. También es muy frecuente la inyección de vapor de aceites de la serie cíclica.

La cantidad de gas carburante que se mezcla con el gas portador varía con la composición. Se suelen emplear por hora y metro cuadrado de superficie a cementar, 80 litros de gas natural, 30 litros de propano ó 20 litros de butano.

En la cementación gaseosa se utilizan los gases portadores (que siempre son ligeramente carburantes), para desplazar al aire o gases perjudiciales que puedan existir en las cámaras de los hornos, para asegurar en todas las zonas una cierta presión y para diluir la concentración de los hidrocarburos activos que, utilizados en fuertes concentraciones, son poco estables y dan lugar a depósitos carbonosos en las piezas que dificultan e impiden la cementación. Además, el gas preparado de esta forma, es más barato que los hidrocarburos.

La composición de dos gases muy utilizados para la cementación gaseosa, es la siguiente:

	CO	H_2	CO_2	H_2O	N_2	CH_4
Gas de gasógeno ...	16-20	2 a 25	0-0,3	0,03-0,35	resto	1 a 5
Gas preparado con catalizador	20	40	0,1-0,3	0,22-0,35	resto	1 a 5

Es muy perjudicial la presencia de vapor de agua y anhídrido carbónico en las atmósferas carburantes, y es necesario reducir su contenido al mínimo para conseguir resultados aceptables.

Las principales reacciones que ocurren en este proceso son las siguientes:

Metano ... ... $CH_4 = (C) + 2H_2$.

Etano ... ... $C_2H_6 = (C) + XCH_4 + YH_2$.

Propano ... ... $C_3H_8 = (C) + XC_2H_6 + Y CH_4 + Z H_2$

Oxido de carbono. $2CO = (C) + CO_2$.

$CO + H_2 = (C) + H_2O$.

En todas ellas (C) representa el carbono que en contacto con el acero caliente se disuelve en el hierro gamma.

La presencia del hidrógeno es, en cambio, imprescindible para la cementación gaseosa. Aunque parezca extraño, es necesario que un elemento tan descarburante como el hidrógeno, esté presente en las atmósferas carburantes, para evitar los depósitos carbonosos sobre las piezas, que en su ausencia aparecen por descomposición y polimerización de los hidrocarburos que dificultan e impiden la cementación.

En la cementación con atmósfera gaseosa, es frecuente efectuar el proceso en dos fases: la primera, de carburación a elevada temperatura en atmósfera muy carburante, y la segunda, de difusión, a más baja temperatura (800° aproximadamente), en atmósfera neutra o ligeramente carburante para conseguir una correcta distribución del carbono en la capa cementada.

114. Carbonitruración

En este tratamiento la dureza que adquiere el acero es debida a la acción combinada del carbono y el nitrógeno.

Se trabaja con atmósferas carburantes, a las que se añade amoníaco, que se descompone según las siguientes reacciones:

$$NH_3 = 1/2\,N_2 + 3/2\,H_2$$
$$NH_3 = (N) + 3/2\,H_2$$

Donde (N) representa el nitrógeno que se disuelve en el hierro. La carbonitruración se efectúa a 725°-800°, temperaturas ligeramente superiores al punto Ac_1.

Un tratamiento que tiene alguna semejanza con el que acabamos de describir es el que se conoce con el nombre de «chapmanizing». Consiste en cianurar las piezas en un baño de sales a través del cual se hace pasar una corriente de amoníaco. De esta forma se consigue en la periferia de las piezas de acero un elevado contenido en nitrógeno y una dureza extraordinaria.

La duración del tratamiento varía de 30 minutos a tres horas, se emplean temperaturas de 750° a 850° y se obtienen capas cementadas de 0,1 a 0,6 mm. de espesor. La composición del baño empleado es: 35 % de cianuro sódico, 20 % de cianuro potásico, 20 % de carbonato sódico y 20 % de carbonato potásico.

CAPITULO XIII

CEMENTACION (II)

CLASES DE ACEROS DE CEMENTACION Y SUS CARACTERISTICAS

115. La composición de los aceros de cementación viene condicionada por las características que deben poseer las piezas cementadas: una superficie dura y resistente al desgaste y un núcleo central tenaz. Esta última exigencia, establece la primera limitación en la composición, pues para que las piezas sean tenaces, necesariamente el contenido en carbono de los aceros debe ser bajo.

Otras propiedades que deben poseer los aceros de cementación son las siguientes:

1.ª Aptitud para absorber carbono a las temperaturas normales de cementación, de forma que la velocidad de penetración sea razonable, el carbono quede regularmente repartido y el porcentaje de ese elemento en la periferia de las piezas sea bastante elevado.

2.ª Capacidad de endurecimiento suficiente, para que al ser templados en el medio de enfriamiento que corresponde a la forma y precisión de las piezas que se han de fabricar, adquieran la dureza necesaria para el trabajo que deben desarrollar.

3.ª Resistencia y tenacidad elevadas, para que las piezas después de cementadas y tratadas convenientemente, cumplan las más severas condiciones de servicio.

Para la fabricación de piezas cementadas se emplean aceros al carbono y aceros aleados con Cr, Ni, Mn, Mo y Va. Durante muchos años, para trabajos de responsabilidad, fueron los aceros al níquel los preferidos, siendo muy clásicos los aceros con 2, 3 y 5 % de Ni, pero luego los aceros cromo-níquel desplazaron en muchos casos a aquéllos, y más recientemente los aceros cromo-níquel-molibdeno, níquel-molibdeno, cromo-molibdeno, etc., han comenzado también a ser muy solicitados. En la actualidad se emplean composiciones muy variadas, utilizándose contenidos de 0,50 a 1 % de cromo; 1 a 5 % de níquel y 0,20 a 0,50 % de molibdeno.

ACEROS AL CARBONO.—En este grupo, están comprendidos los aceros que sólo contienen carbono, manganeso y silicio como elementos principales. El porcentaje de carbono suele variar de 0,10 a 0,25 %, y algunas veces llega excepcionalmente hasta 0,40 % de C, utilizándose estos últimos sólo en contadísimas ocasiones, porque las piezas quedan con poca tenacidad. El porcentaje de manganeso suele ser inferior a 0,60 % y el de silicio a 0,35 %. Empleando estos aceros al carbono, aunque en el corazón de las piezas cementadas no se suelen obtener resistencias superiores a 80 Kg/mm^2, en la periferia se consiguen, en cambio, prácticamente, las mismas durezas que con los aceros aleados. Para pequeñas piezas suelen emplearse aceros extradulces, con menos de 0,12 % de C ; tratándose de piezas de tamaño medio, se emplean aceros de 0,12 a 0,17 % de C, y para las piezas grandes, se emplean aceros de 0,20 % de carbono, aproximadamente. Estos aceros deben ser templados siempre en agua.

ACEROS DÉBILMENTE ALEADOS.—A este grupo pertenecen los aceros de baja aleación, en los que la suma de los porcentajes de elementos aleados es inferior a 2 %. Estos aceros se templan generalmente en aceite, aunque algunas veces, cuando se trata de piezas de bastante tamaño, se templan también en agua.

ACEROS DE ALTA ALEACIÓN.—Para trabajos de responsabilidad, cuando es necesario evitar las deformaciones y cuando se trata de grandes secciones, en las que hay que obtener elevadas características en el núcleo, se utilizan aceros de alta aleación. En estos aceros la suma de los porcentajes de elementos de aleación es superior a 2 %.

Se emplean generalmente contenidos de carbono inferiores a 0,20 %, y los elementos de aleación señalados anteriormente con porcentajes hasta de 1,5 % de Cr y 5 % de níquel. Son de grano fino, y como, durante la cementación no aumenta el tamaño de grano, es suficiente dar a las piezas un solo temple después de la cementación.

En las tablas XXXII y XXXIII se dan las composiciones de los aceros de cementación más usados en la actualidad en diferentes países.

116. Influencia de los elementos de aleación

Los elementos de aleación influyen de muy diversas formas en el proceso de cementación y en las propiedades de las piezas después del tratamiento.

El efecto que ejercen los elementos aleados en la cementación,

depende de la aptitud que tiene cada uno de ellos para formar solución sólida con la ferrita, o para combinarse con el carbono, formando carburos.

TABLA XXXII

Marca	COMPOSICION								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Va	Ph	S
D 1	<0,15	<0 40	0,15-0,30	0,90-1,30	4,25 4,75			<0,04	<0,04
D 2	»	»	»	0,50-0.80	2,25-2,75			»	»
D 3	»	»	»		3,00-3,50			»	»
D 4	»	»	»	0,90-1,30	4.25-4,75	0,25-0,35		»	»
D 5	»	»	»	0,50 0,80	2,25-2,75	0,25-0,35		»	»
D 6	0,17-0,25	0,8-1,1	0,2-0.3	1,0-1,3		0,20-0,30		»	»
D 7	0,12-0,15	0,8-1,1	0,2-0,3	1,0-1,3		0,15-0,25		»	»

Aceros de cementación de la tabla de Aceros de la Aviación Española.

Marca	COMPOSICION							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
301	0,08/0,12	0,15/0,35	0,30/0.40	<0,04	<0,04	—	—	—
311	0,10/0,15	0,10/0,35	0,30/0,60	<0,04	<0,04	3,00/3,50	—	—
321	0,10/0,15	0,10/0.35	0,30/0.60	<0,04	<0,04	3,80/4,50	0,90/1,10	—
322	0,10/0,15	0.10/0,35	0,30/0,60	<0,04	<0 04	2,50/3,00	0,50/0,80	—
323	0,17/0,22	0,10/0,35	1,00/1,50	<0,04	<0,04	—	1,10/1,50	—
324	0,12/0,16	0,10/0,35	0,40/0,80	<0,04	<0,04	—	0,60/0.90	—
331	0,12/0,15	0,10/0,35	0,30/0,60	<0,04	<0,04	—	1,00/1,30	0,15/0,25
381	0,12/0,18	0,10/0,35	0,30/0.60	<0,04	<0,04	3,80/4,50	0,90/1,10	0,15/0,35
382	0,12/0.18	0.10/0,35	0,30/0,60	<0.04	<0,04	2,50/3,50	0,50/0,80	0,25/0,35
391	0,15/0,20	0,10/0,35	0,40/0.70	<0,04	<0.04	1.80/2,20	1,80/2,20	0,15/0,25
392	0,15/0,20	0,10/0,35	0,40/0,70	<0,04	<0,04	1,50/2,00	0,40/0,60	0,15/0,25

Aceros de cementación del Instituto del Hierro y del Acero.

El níquel que forma solución sólida, retarda la cementación, disminuyendo la profundidad de capa cementada y el porcentaje de carbono de esa capa. En cambio, los elementos que forman carburos como el cromo, manganeso y molibdeno, aumentan esa profundidad y el contenido en carbono de su zona periférica. El silicio tiene una acción retardadora muy sensible.

TABLA XXXIII

Marca	COMPOSICION								
	C.	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Va	Ph	S
S A E (Estados Unidos)									
1010	0,05-0,15	0,30-0,60						< 0,045	< 0,055
1015	0.10-0,20	»						»	»
1025	0,20-0,30	»						»	»
1315	0,10 0.20	1,30 1,60						»	»
2315	0,10-0,20	0,30-0,60			3,25-3,75			< 0,04	< 0,05
2320	0,15-0,25	»			3,25-3,75			»	»
2512	0,12							»	»
2515	0,10-0,20	»			4,75-5,25			»	»
3115	»	»		0,45-0,75	1,00-1,50			»	»
3215	»	»		0,90 1.25	1,50-2,00			»	»
3220	0,15-0,25	»		0,60 1,25	1,50-2,00			»	»
3312	0,14	»		1,25-1,75	3,25-3,75			»	»
3325	0,20-0,30	»		1.25-1,75	3,25-3,75			»	»
3415	0,10-0,20	»		0,60 0,95	2,75-3,25			»	»
4115	»			1,00		0,15-0,25		»	»
4615	»	0,40-0,70			1,65-2,00	0,20-0,30		»	»
4620	0,15-0,25	»			»	»		»	»
4640	0,35-0,45	0,50-0,80			»	»		»	»
4815	0,10-0,20	0,40-0,60			3,25-3,75	»		»	»
5115								»	»
5120	0,15-0.25	0,30-0,60		0,60 0,90				»	»
6115	0,10-0,20	»		0,80-1,10			0,15-0,18	»	»
6120	0,15-0,25	»		0,80-1,10			»	»	»
D I N (Alemania)									
Stc 1061	0,06-0,13	< 0,50	< 0,35						
Stc 1661	0,11-0,18	< 0,40	< 0,35						
C 22	0,19-0,25	0,20-0.40	0,15-0,40						
EN 15	0,10-0,17	< 0,50	< 0,35	< 0,20	1,50 ± 0,25				
ECN 25	»	»	»	0,75 ± 0,20	2,50 ± 0,25				
ECN 35	»	»	»	0,75 ± 0,20	3,50 ± 0,25				
ECN 45	»	»	»	1,10 ± 0 20	4,50 ± 0,25				
EC 30	0,10-0,16	0,40-0,60	»	0,30 - 0,50					
EC 60	0,12-0,18	0,40-0.60	»	0,60 - 0.90					
EC Mo 80	0,13-0,17	0,70-1,00	»	0,80 - 1,20		0,20-0,30			
EC Mo 100	0,17-0,22	0,80-1,10	»	1,00 - 1,30		0,20-0,30			
EC 80	0,14-0 19	1,10-1,40	»	0,80 - 1,10					
EC 100	0,18-0 23	1,20-1,50	»	1.20 - 1,50					
EC Mo 200	0,17-0 23	1,30-1,50	»	1,70 - 2.00		0,15-0,25			
20 Mo Cr 5	0,17-0,22	1,10-1.40	< 0,40	1,00 - 1,70					
22 Mn Cr 6	0,20-0,25	1,30-1,60	< 0,40	1,30 - 1,60					
U N I (Italia)									
C 10	0,06-0,13	0.30-0,70	< 0,35					< 0,035	< 0,035
C 15	0,11-0,18	0,30 0,70	»					»	»
15 C 3	0,12-0 16	0.40-0.80	»	0,60-0,90				»	»
16 MC 5	0,13-0,18	1,00-1.40	»	0.80-1,10				»	»
20 MC 5	0,17-0,22	1,00-1.50	»	1,10-1,50				»	»
14 CN 5	0,12 0,16	0,80-1,10	»	1.00-1,30	0,90-1.10			»	»
19 CN 5	0,16-0,22	0.80-1.10	»	1,00 1,30	0,90-1,10			»	»
19 CN 87	0,16-0,22	0,40-0.80	»	1.80-2,20	1.50-1.80			»	»
16 CND 88	0,13-0,18	0,40-0,80	»	1,80-2,20	1,70-2,10	0,20-0,30		»	»

Aceros de cementación de uso normal en Estados Unidos, Alemania e Italia.

En la tabla XXXIV se señalan las profundidades de capa cementada obtenidas por Houdremont y Schrader, al cementar diversos aceros aleados.

TABLA XXXIV

Elemento aleado %	PENETRACION DEL CARBONO EN mm.				Contenido en carbono en la periferia	
	850°		910°		850°	
	10 horas	60 horas	10 horas	60 horas	10 horas	60 horas
0,3 Mn	1,5	4,9	3,5	8,6		
1,0 Mn	1,4	4,8	2,8	7,5		
2,0 Mn	1,5	4,75	2,3	6,6		
1,0 Ni	1,4	5,5			0,85	0,97
3,0 Ni	1,5	6,0			0,8	0,95
4,5 Ni	1,5	4,7			0,77	0,93
1,0 Cr	2,0	5,5	3,8	9,3	2,0	1,72
1,5 Cr	2,4	6,2	4,0	8,3	2,6	2,08
3,0 Cr	2,0	5,6	3,1	7,0	1,62	1,42
0,5 W	1,1	5,2	3,8	8,9	1,02	1,04
1,5 W	1,0	5,0	4,1	8,5	1,26	1,16
3,0 W	1,0	4,6	3,6	8,2	0,83	1,12
0,5 Mo		5,5		8,8		
1,5 Mo		4,8		8,0		
0,5 Va		5,0		9,5	0,90	1,0
1,0 Va		4,4		9,3	0,93	1,02
1,0 Al	1,0	5,1	3,4	8,7	0,85	1,02
2,0 Al	0,9	4,5	3,0	8,1	0,80	1,03

Penetración y porcentajes de carbono, obtenidos al cementar a 850° y 910° durante diez y sesenta horas diversos aceros aleados.

INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LA SITUACIÓN DE LOS PUNTOS CRÍTICOS.—Los puntos críticos de los aceros al carbono de cementación se pueden conocer con bastante aproximación con ayuda del clásico diagrama hierro-carbono, estudiado en el capítulo I. En los aceros aleados es, en cambio, más difícil esa determinación, porque los elementos de aleación modifican los puntos críticos, elevándolos en unos casos y haciéndolos descender en otros.

El Ni y Mn bajan los puntos críticos y los demás elementos especiales, Cr, Mo, Va, W, etc., los elevan.

Las temperaturas Ac_3, Ac_{32} y Ac_{321} de diversos aceros, quedan señaladas en la figura 310 por las líneas AD, A'D', etc.

La línea A'D' corresponde a los aceros de 5 % de Ni ; la A''D'' a los aceros cromo-níquel medios, y la A'''D''' a los aceros cromo-molibdeno y cromo-vanadio con 1 % de Cr. Las temperaturas críticas de un acero al carbono de 0,12 % de C, son : $Ac_1 = 732°$ y

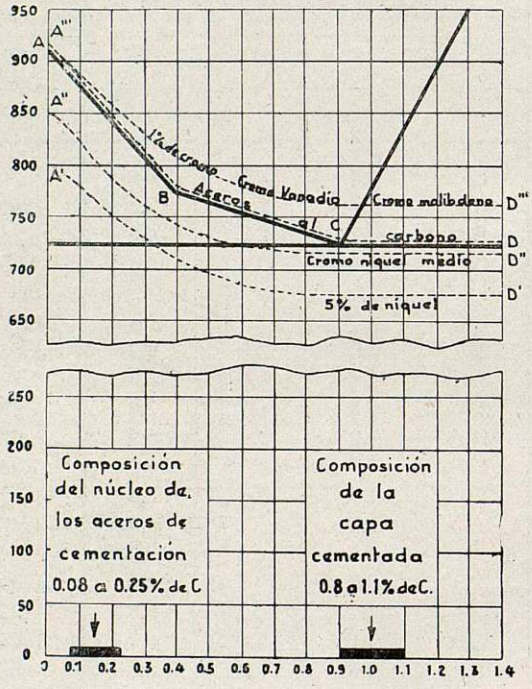


Figura 310

Temperaturas críticas de diversos aceros al carbono y aleados.

$Ac_3 = 870°$. Las de un acero cromo-níquel de 0,10 % de C, 0,60 % de Cr y 3 % de Ni, son : $Ac_1 = 715°$ y $Ac_3 = 790°$, y las de un acero cromo-molibdeno de 0,12 % de C, 1 % de Cr y 0,20 % de Mo, son : $Ac_1 = 775°$ y $Ac_3 = 875°$.

Por lo tanto, las temperaturas de cementación serán :

Acero al carbono	900-950°
Acero cromo-níquel	850-900°
Acero cromo-molibdeno	900-950°

Las temperaturas de tratamiento que se emplean para el primer temple (temple del corazón) suelen ser 5° a 25° más elevadas que el punto Ac_3, y para el segundo (temple de la periferia), de 35° a 55° más elevadas que el punto Ac_1.

En los ejemplos anteriores esas temperaturas son :

Acero al carbono : Temple del corazón, 890° ; periferia, 780°.

Acero cromo-níquel : Temple del corazón, 825° ; periferia, 760°.

Acero cromo-molibdeno : Corazón, 890° ; periferia, 825°.

INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS.—El níquel mejora la tenacidad de los aceros de cementación, obteniéndose para una determinada resistencia mejores alargamientos y resiliencias que en los aceros ordinarios. Evita el crecimiento del grano y es suficiente, en general, dar a los aceros al níquel después de la cementación un solo temple.

El cromo aumenta la resistencia y dureza de la capa cementada, favorece la formación de carburos y mejora la resistencia al desgaste de las piezas.

Con la adición del cromo y níquel se obtienen excelentes características. Como el níquel mejora la tenacidad, y el cromo aumenta la dureza y la resistencia al desgaste, y ambos aumentan la resistencia del corazón, se comprende las ventajas de su acción combinada y la gran aceptación que han tenido estos aceros.

Figura 311

Instalación de hornos para cementar con sales, calentados con fuel-oil.

Las dificultades de abastecimientos ocasionadas por las últimas guerras, han obligado a fabricar en diversas épocas numerosos tipos de aceros de pobre aleación, sin níquel. Entre ellos, están los aceros al cromo-molibdeno que tienen la ventaja de ser relativamente baratos y de que la capa cementada a igualdad de tratamientos y condiciones es más profunda y dura. Por tener los puntos críticos más elevados, los tratamientos térmicos son en cambio

más difíciles. Estos aceros presentan una marcada tendencia a formar carburos en la superficie cementada.

Los aceros cromo-manganeso también han sido bastante utilizados en años de escasez. Se cementan también más rápidamente que los aceros cromo-níquel, pero los tratamientos térmicos son también bastante difíciles.

Los aceros con 0,8 a 1,5 % de manganeso suelen ser relativamente frágiles y tienen tendencia a formar grano grueso, por lo que se recomienda darles el doble temple.

117. Elección del tipo de acero más conveniente

Para la elección de los aceros de cementación, hay que tener en cuenta dos circunstancias principales: 1.ª Deformaciones y tolerancias que se pueden aceptar en las piezas después de la cementación, determinando de acuerdo con ello si el temple se ha de efectuar en agua o aceite, y 2.ª Resistencia que debe tener el núcleo central. Ambas condiciones servirán para fijar *el contenido en carbono, los elementos de aleación* y el *tamaño de grano*, del acero que se ha de emplear.

Cuando se trata de piezas delgadas o de forma complicada en las que se temen deformaciones, habrá que templar en aceite. Cuando las piezas deben conservar las formas y perfiles como en el caso de engranajes, levas, etc.,el enfriamiento deberá ser lento y será necesario en general templar también en aceite. Cuando las deformaciones tienen, en cambio, poca importancia o las piezas son pequeñas y sencillas, se podrá templar en agua.

Las velocidades que se pueden conseguir al enfriar las piezas en el medio que se considere adecuado, nos servirán para fijar los elementos de aleación que debe de poseer el acero.

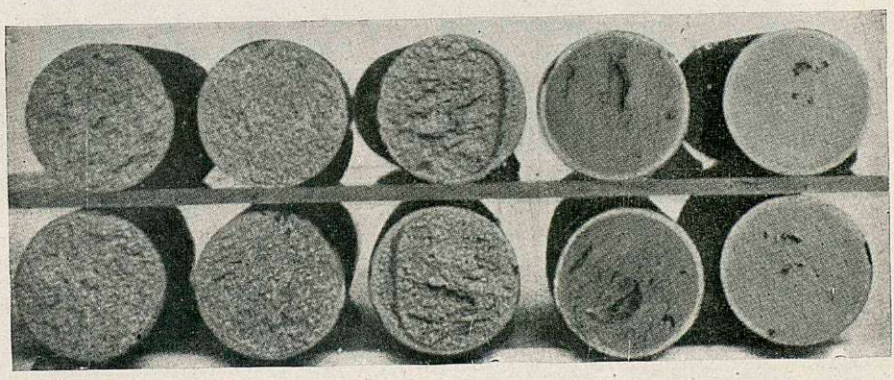
Si el enfriamiento debe ser lento y se hace en aceite, habrá que elegir aceros aleados, cromo-níquel, cromo-molibdeno, etc., para conseguir en la periferia la dureza suficiente. Si las piezas son de gran espesor, habrá que elegir aceros de triple aleación, cromo-níquel-molibdeno de gran poder templante. Si el enfriamiento es rápido, y se hace en agua y las piezas son pequeñas, se podrá elegir un acero al carbono o de baja aleación.

La resistencia que se desea alcanzar en el corazón, sirve para fijar con más exactitud la composición del acero que se ha de emplear. De acuerdo con los elementos de aleación que se han considerado necesarios para la periferia, se fijará el contenido en carbono que deberá tener el acero para alcanzar en el interior de la pieza, la resistencia deseada.

El tamaño de grano, que en los aceros de cementación tiene gran importancia, se fijará de acuerdo con los tratamientos que se quieran dar a las piezas. En general, son preferidos los aceros de grano fino, pues con ellos los tratamientos siempre son más sencillos que con los de grano grueso. La profundidad de capa cementada que se consigue, con los aceros de grano fino es en cambio un poco menor que en los de grano grueso y la dureza también suele ser un poco inferior.

De acuerdo con el tamaño de grano, los aceros se clasifican con números desde el 1 al 8, correspondiendo los números menores a los de grano grueso y los mayores a los de grano fino.

En los aceros de grano fino núm. 6, 7 y 8, no aumentan sensiblemente el tamaño de los cristales después de la cementación y



% de Ni 0 1,07 2,10 3,12 4,94

Grano grueso Grano fino

Figura 312

Aspecto de la fractura de varios aceros de diversos contenidos en níquel. Todos ellos fueron primero cementados y luego templados a 760° en aceite.

(*Revue du Nickel.*)

basta, en general, con dar a las piezas un solo temple. A los aceros de grano grueso 1, 2 y 3, es necesario, en cambio, darles el doble tratamiento de regeneración, porque los cristales crecen durante la cementación exageradamente. Los aceros con tamaño de grano intermedio, números 4 y 5, sufrirán uno o dos temples según la duración de la cementación y la utilización de las piezas.

118. Características mecánicas de la capa cementada

Las características de la capa cementada, son casi siempre independientes de las del núcleo. Generalmente, interesa que la dureza superficial sea superior a 60 Rockwell-C, aunque para algunas piezas que sufren poco rozamiento, son suficientes durezas comprendidas entre 52 y 60 Rockwell-C.

Se consideran durezas muy buenas las mayores de 64 Rockwell-C, buenas las comprendidas entre 62 y 64 Rockwell-C y aceptables entre 60 y 62 Rockwell-C.

En piezas pequeñas estas durezas se consiguen lo mismo con los aceros al carbono (templados en agua) que con los aceros aleados (templados en aceite), siendo ventajosa la utilización de estos últimos, porque al templar en aceite disminuyen las deformaciones y se obtiene una gran uniformidad en los resultados. Con los aceros aleados con cromo y molibdeno, se obtienen durezas ligeramente superiores a las que se consiguen con otros aceros y mayor resistencia al desgaste, debido a la formación de carburos en la zona periférica.

Para comprobar la dureza de la capa cementada, además de las máquinas de dureza Rockwell y Vickers, es muy útil el uso de la lima, que, empleada con precaución y cuidado, rinde muy buenos servicios. Utilizando una lima fina y limpia, se puede distinguir las piezas que tienen una dureza inferior a 60 Rockwell-C, que son rayadas con la lima, de las de mayor dureza que no son rayadas. Empleando este procedimiento, se puede controlar rápida y eficazmente, la marcha de la fabricación de piezas que por su forma complicada, no pueden ser ensayadas con las máquinas de dureza ordinarias.

119. Medida del espesor de la capa cementada

Para conocer en los procesos de cementación, la penetración del carbono, se pueden emplear varios procedimientos.

El más sencillo consiste en cementar junto con las piezas, dos o tres varillas, del mismo material, de 6 a 12 mm. de diámetro. Después de cementadas se templan a 800° en agua y se rompen, pudiendo observarse en la fractura una capa periférica dura, que presenta un grano mucho más fino que el núcleo central y que señala con bastante aproximación la penetración del carbono. Al mismo tiempo se puede conocer si ha crecido o no el grano del núcleo central durante la cementación.

Otro método consiste en cortar las varillas después de cementadas, pulir las secciones transversales y atacarlas durante treinta segundos con ácido nítrico al 25 %. Las zonas cementadas se ennegrecen y se puede medir con más precisión que en el caso anterior el espesor de esas zonas, que tienen un contenido en carbono superior a 0,50 %.

El examen microscópico sirve para estudiar con gran claridad el avance de la cementación. Un procedimiento muy empleado, consiste en cortar antes del temple las piezas o probetas cementadas, rectificando y puliendo luego la sección transversal. Se ataca con Nital-5 y se mide el espesor del anillo periférico de color negro, que

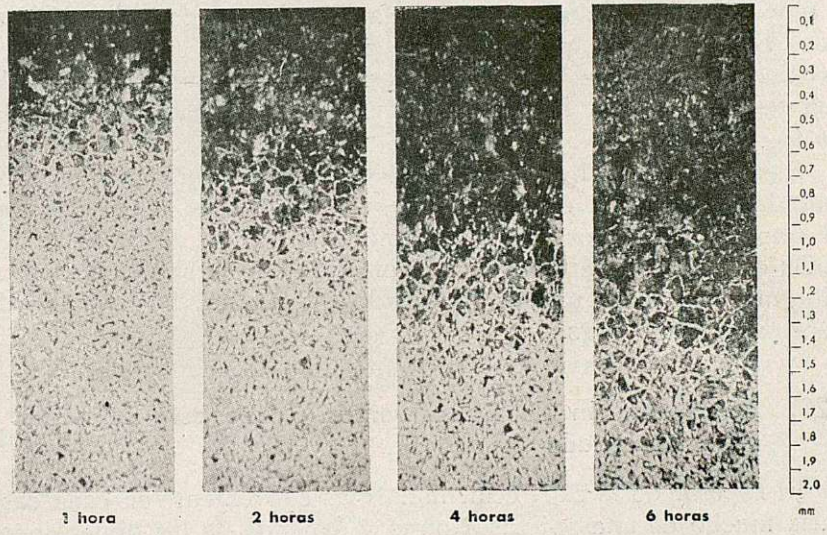


Figura 313

×35

Microestructuras obtenidas al cementar a 930° un acero de 0,16 % de C, con sales Durferrit-C 4 durante períodos variables de tiempo.

(Durferrit.)

corresponde a la capa cementada, con un microscopio de retícula graduada de 10 a 50 aumentos. Las estructuras recocidas de los aceros cementados, que son de tipo perlítico, son las que dan mejor idea del proceso y son también las más claras y más fáciles de observar. Para estudiar el avance de la cementación, basta en general con emplear 100 aumentos.

El análisis químico da también una idea muy exacta de la operación. Para realizarlo, conviene utilizar unos cilindros del acero

que se quiere estudiar, de 15 a 20 mm. de diámetro y 100 a 200 mm. de longitud, que después de cementados con el resto de las piezas, son torneados con ligeras pasadas de 1/10 de mm. Recogiendo y analizando la viruta de cada uno de los escalones, se conoce perfectamente la distribución del carbono en el acero.

Finalmente, la medición de la dureza superficial y luego la de diferentes zonas en el interior, sirve para conocer la profundidad de la capa dura. Este ensayo se hace cementando y templando una varilla cilíndrica de 100 mm. de longitud y de 10 a 30 mm. de diámetro, a la que se hace un rectificado ligeramente cónico, de forma que en uno de los extremos se conserve el diámetro inicial, y en el otro desaparezca completamente la capa cementada. Se hacen durezas a todo lo largo de dos o tres generatrices, y se anotan los resultados. Se observará que la dureza varía de un extremo a otro, existiendo una zona de máxima dureza, en la que los resultados son casi constantes. El espesor de esa zona señala la profundidad de la capa dura.

Siempre que se hagan estos ensayos, debe señalarse el tipo de máquina y la carga empleada, pues los resultados varían bastante de unos casos a otros. Cuando se mide la dureza de capas cementadas de 0,2 mm. de espesor, no conviene que la carga pase de 10 kilogramos, y para una profundidad de 0,4 mm., la carga no deberá pasar de 30 Kgs.

120. Determinación de los esfuerzos a que está sometida la capa cementada

El espesor de la capa cementada más conveniente en cada caso, varía mucho de unas piezas a otras y depende de las dimensiones, forma y condiciones de trabajo, variando desde dos o tres décimas de milímetro hasta varios centímetros. En la mayoría de las piezas de automovilismo, maquinaria, aviación, etc., se usan espesores de 0,5 a 1,5 mm. El espesor de capa cementada se fija todavía en la actualidad, en casi todos los casos empíricamente, tomando como base la experiencia de otras fabricaciones anteriores. Entre los estudios que se han hecho recientemente sobre las reparticiones de esfuerzos en las piezas cementadas destacan los realizados por Woodvine, que ha ideado un método muy ingenioso para determinar, en función de los esfuerzos a que están sometidas las piezas, el espesor que debe tener la capa cementada. Basa su teoría, en que los esfuerzos que se desarrollan en las diferentes fibras de las piezas durante el trabajo que deben soportar son pro-

porcionales a las distancias de cada una de ellas al eje neutro. Indica también que en la mayoría de las piezas cementadas la zona más débil se encuentra justo debajo de la capa cementada.

Si las piezas son pequeñas y la profundidad de cementación es relativamente grande con relación al espesor de las piezas, no hay dificultades. Pero en el caso de que las piezas sean de bastante

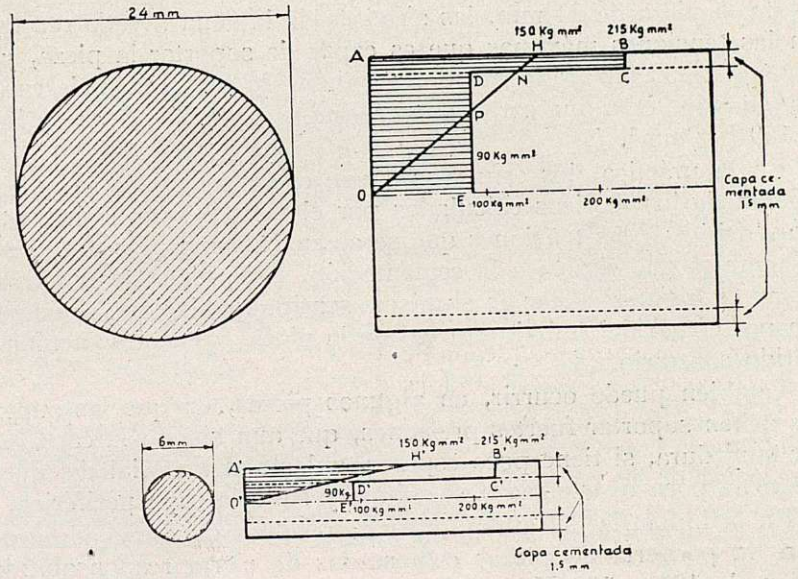


Figura 314

Diagramas de esfuerzos, correspondientes a dos piezas cementadas, de 24 y 6 mm. de diámetro, sometidas a flexión.

espesor, hay que estudiar la profundidad de la capa cementada y la resistencia del núcleo para evitar que las tensiones sean superiores a la resistencia del material y se rompa la pieza en esa zona débil.

La figura 314, muestra la repartición de esfuerzos en dos piezas cementadas; una correctamente calculada, y la otra con poco espesor de capa o poca resistencia en el núcleo. Considerando que después de terminadas las piezas han quedado con una resistencia de 215 Kg/mm², en la periferia, y 90 Kg/mm² en el núcleo, las tensiones máximas que pueden soportar los diferentes puntos de las piezas vienen señalados por las abscisas de las zonas ABCDEO y A'B'C'D'E'O'. Si las piezas trabajan a flexión y están sometidas a cargas que originen tensiones en la periferia de 150 Kg/mm²,

la repartición de tensiones se hará linealmente de la periferia al centro (AHO y A'H'O'), pudiendo apreciarse que en el redondo de 24 mm., hay una zona (DPN) justo debajo de la capa cementada, en la que las tensiones originadas, son superiores a la resistencia del material, y por lo tanto, éste se romperá. En la pieza pequeña, en cambio, al ser en todos los puntos las tensiones inferiores a la resistencia del material, no hay peligro de rotura.

En la pieza de 24 mm. las abscisas de la zona rayada representan las tensiones máximas que es capaz de soportar la pieza, y en la pequeña, el triángulo rayado representa la repartición de esfuerzos, cuando actúa una carga que origina una tensión en la periferia de 150 Kg/mm^2.

En la práctica, los esfuerzos a que están sometidas las piezas, difieren de los teóricos calculados por el método que acabamos de citar, debido a las tensiones que se crean en las piezas después de los temples que siguen a la cementación. Esas tensiones residuales actúan en algunas zonas en el mismo sentido que las que se desarrollan por efecto del trabajo normal de la pieza, y en otras actúan en sentido contrario.

También puede ocurrir, en algunas piezas, en que las superficies deben soportar fuertes presiones, que aun siendo la capa exterior muy dura, si tiene poco espesor, aplaste al material del núcleo que tiene poca resistencia y se rompa y salte la capa periférica.

En la industria del automóvil las presiones máximas admitidas, sobre la periferia de piezas cementadas de cierta responsabilidad, varían de 125 a 150 Kg/mm^2.

Para conocer el grado de tenacidad de la capa cementada, algunas veces se suele someter a las piezas cementadas al ensayo Brinell, y luego se observa el efecto que ha causado. Cuando la capa periférica es frágil, se agrieta o salta, y cuando es tenaz permanece bien adherida, observándose nada más la huella correspondiente.

121. Características mecánicas del núcleo central

En el interior de las piezas cementadas, la resistencia del núcleo suele variar desde 45 a 140 Kg/mm^2.

Utilizando aceros sin aleación de 0,10 a 0,15 % de carbono y dando *después de la cementación* el doble tratamiento (primer temple a 925° y 2° temple a 780°), se obtienen en el núcleo de las piezas cementadas las siguientes características:

R = 45 a 85 Kg/mm^2, A = 25 a 15 %, ρ = 30 a 15 Kgm/cm^2

Dando después de la cementación un solo temple a 925°, se obtiene en el núcleo:

$$R = 55 \text{ a } 90 \text{ Kg/mm}^2, \quad A = 20 \text{ a } 12\ \%, \quad \rho = 25 \text{ a } 10 \text{ Kgm/cm}^2$$

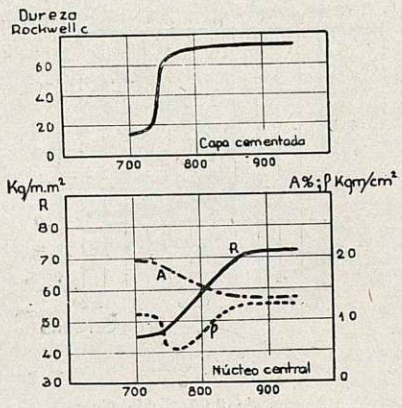


Figura 315

Pseudo-cementación a 925° durante ocho horas y temple posterior en agua a las temperaturas que se indican.

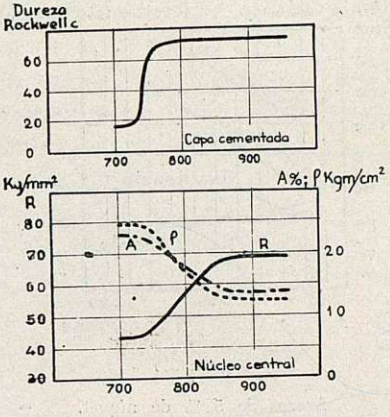


Figura 316

Pseudo-cementación a 925° durante ocho horas; primer temple a 925° en agua, y segundo temple en agua a las temperaturas que se indican.

Características que se obtienen después de la pseudo-cementación en las piezas de acero al carbono de grano grueso, de 0,12 % de C y 0,31 % de Mn, modificando las temperaturas de temple.

En los aceros al carbono de grano grueso, con un solo temple a 780° después de la cementación, se obtiene:

$$R = 45 \text{ a } 85 \text{ Kg/mm}^2, \quad A = 18 \text{ a } 5\ \%, \quad \rho = 10 \text{ a } 5 \text{ Kgm/cm}^2$$

Si el acero es de grano fino, con un solo temple a 780° las características que se obtienen son aproximadamente las mismas que las señaladas anteriormente para el doble tratamiento.

Estudiando esos resultados, se observa que dando a los aceros de grano grueso después de la cementación un solo temple a baja temperatura, el alargamiento y *sobre todo la resiliencia* del núcleo son muy bajos. En estos aceros, cuando interesa gran tenacidad, es necesario darles el doble temple, pues es la única forma de obtener unas características aceptables.

Para conocer las características que se obtienen en el corazón de las piezas cementadas, se someten a las probetas de acero a una

pseudo-cementación o cementación en blanco, que consiste en dar al acero un tratamiento idéntico en cuanto a temperaturas y tiempos, al que sufren las piezas cementadas, pero sin utilizar ninguna ma-

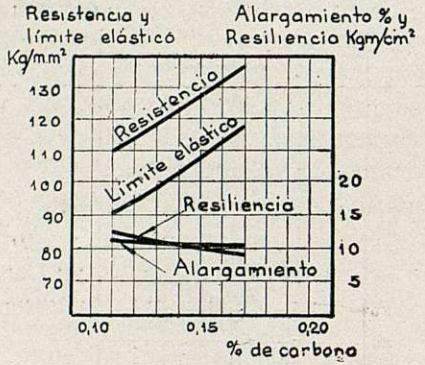


Figura 317

Aceros de 5 % de níquel.

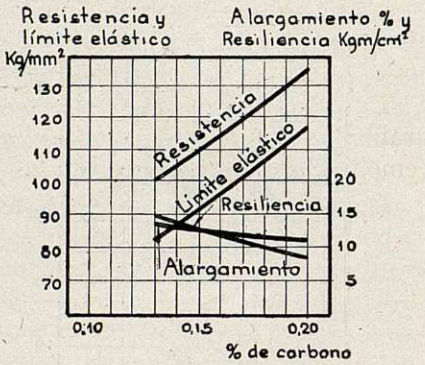


Figura 318

Aceros de 0,65 % de Cr y 1,25 % de Ni.

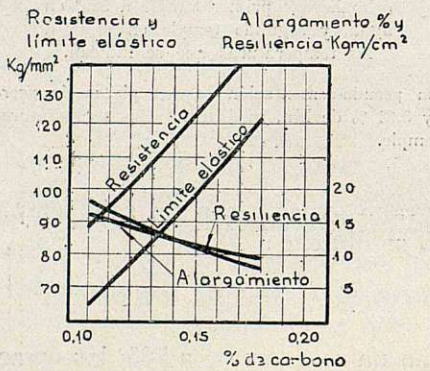


Figura 319

Aceros de 0,50 % de Cr y 3,5 % de Ni.

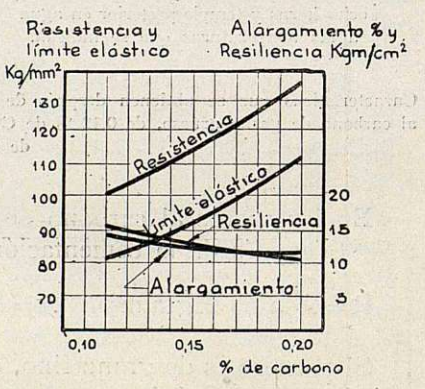


Figura 320

Aceros de 0,50 % de Cr, 1,75 % de Ni y 0,25 % de Mo.

Características que se obtienen en el núcleo central de diversos aceros aleados de contenido en carbono variable (0,10 a 0,20 %) de grano fino. Cementados a 925° y templados directamente en aceite desde la temperatura de cementación y luego revenidos a 150°.

teria cementante. De esta forma los resultados que se obtienen, son idénticos a los que corresponden al corazón de las piezas después del tratamiento real.

En las figuras 315 y 316 se pueden ver los resultados que hemos obtenido con diversas barras de 25 mm. de diámetro de un acero al carbono, de grano grueso, que han sufrido durante ocho horas una pseudo-cementación a 925° y luego han sido templadas a diferentes temperaturas. Los ensayos de la figura 315 se han efectuado sin regenerar el grano, y los de la figura 316, habiéndolo regenerado.

Las características que se obtienen con diversos aceros aleados de grano fino, cuando se templan directamente en aceite después de la cementación, se resumen en las figuras 317 a 320.

Claramente se ve la gran influencia que ejerce el contenido de carbono en las características mecánicas. Así, por ejemplo, con un acero de 0,65 % de Cr y 1,25 % de Ni, con 0,13 % de carbono, se obtienen, después del temple desde 925°, las siguientes características:

$$R=100 \text{ Kg/mm}^2, \quad A=14\ \%, \quad \rho=15 \text{ Kgm/cm}^2$$

y con 0,20 % de carbono y los mismos porcentajes de cromo y níquel, se obtienen:

$$R=136 \text{ Kg/mm}^2, \quad A=11\ \%, \quad \rho=8{,}5 \text{ Kgm/cm}^2$$

TABLA XXXV

TRATAMIENTO	R Kg/mm^2.	A %	ρ Kgm/cm^2.
1.er Temple a 815° en aceite			
2.° Temple a 730° en aceite	91	16	17
1.er Temple a 815° en aceite			
2.° Temple a 730° en agua	100	14	15
1.er Temple a 830° en aceite			
2.° Temple a 760° en aceite	119	11	13
1.er Temple a 830° en aceite			
2.° Temple a 760° en agua	121	9	9

Características que se obtienen después de una pseudo-cementación a 925° durante 8 horas con un acero de: C=0,15 %, Mn=0,50 % y Ni=5 %, modificando las condiciones de tratamiento.

En la tabla XXXV, se dan las características obtenidas al dar diferentes tratamientos después de la pseudo-cementación, a un acero de C=0,15 %; Mn=0,50 % y Ni=5 %. Estudiando los resultados obtenidos, se comprende la diversidad de características que se

pueden conseguir en el núcleo de las piezas cementadas fabricadas con ese acero, modificando las temperaturas de temple y el medio de enfriamiento. Cementando las piezas y dándoles después, el primer temple a 815° en aceite y luego el segundo a 730°, también en aceite, se obtiene en el núcleo 91 Kg/mm² de resistencia, y efectuando el mismo tratamiento, pero enfriando después del segundo temple en agua, se obtienen en el núcleo 100 Kg/mm².

Efectuando después de la cementación el primer temple a 830° en aceite y el segundo a 760° si se enfría en aceite, se obtienen en el corazón 119 Kg/mm² de resistencia, y al hacerlo en agua se consiguen 121 Kg/mm².

En general, cuando los aceros son de grano fino y el último temple se verifica a temperaturas comprendidas entre Ac_1 y Ac_3, en el núcleo central se obtienen características perfectamente aceptables, a pesar de tratarse de un temple imperfecto.

Con aceros de grano fino, cuando el *interés fundamental* es que, además de gran dureza en la periferia, las piezas tengan *gran tenacidad*, se templarán a temperaturas ligeramente superiores a Ac_1. Si interesa en cambio gran dureza superficial y *elevada resistencia en el núcleo*, habrá que hacer el temple a temperaturas ligeramente superiores a Ac_3. En la tabla XXXVI, damos las características obtenidas con un acero cromo-níquel de 0,11 % de C, 0,68 % de Cr, y 3,05 % de Ni, de grano fino (tamaño de grano, 7-8), templado después de la cementación a diversas temperaturas en aceite.

TABLA XXXVI

Temperatura de temple	*Periferia dureza Rockwell-C*	NUCLEO CENTRAL		
		R *Kg/mm².*	A %	ρ *Kgm/cm².*
745°	62-65	86	16	23
770°	62-64	106	9,5	12
800°	61-64	109	9	10
825°	61-63	110	8,5	9,5

Características que se obtienen en la periferia y en el núcleo central de un acero cromo-níquel cementado, modificando las temperaturas de temple.

Todas estas características son, en general, aceptables, y se recomienda el temple a 745° cuando interese gran tenacidad ($\rho = 23$

Kgm/cm²) y el temple a 825° cuando se necesite gran resistencia (R=110 Kg/mm²).

Al dar a las piezas después de la cementación un solo temple, hemos encontrado algunas veces, empleando aceros aleados de grano duplex (núms. 8 y 3), un mínimo en la resiliencia en la zona de 725° a 750°, muy similar al de la figura 315, aunque menos marcado.

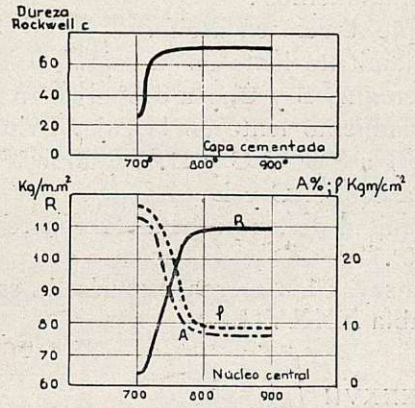


Figura 321

Pseudo-cementación a 925° durante ocho horas y temple en aceite a las temperaturas que se indican, de un acero de C=0,11 %, Cr=0,68 % y Ni=3,05 %.

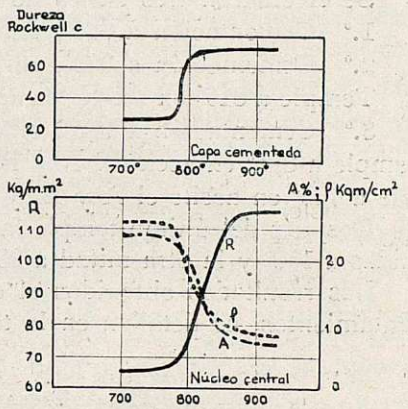


Figura 322

Pseudo-cementación a 925° durante ocho horas y temple en agua a las temperaturas que se indican, de un acero de C=0,13 %, Cr=1,05 % y Mo=0,19 %.

Características que se obtienen después de la pseudo-cementación en las piezas de acero cromo-níquel y de acero cromo-molibdeno de grano fino, modificando las temperaturas de temple.

Esta fragilidad anormal puede ser debida a que después de la cementación existen en estos aceros un cierto porcentaje de granos gruesos, cuyo tamaño no se modifica cuando el temple se verifica a temperaturas ligeramente superiores a Ac_1 y se regeneran en cambio cuando el temple se hace a temperaturas más elevadas inferiores al punto Ac_3, pero relativamente próximas a él.

Por esta circunstancia creemos recomendable, en el caso de que se dé un solo temple a las piezas cementadas, utilizar temperaturas superiores por lo menos en 50° ó 60° al punto Ac_1, para evitar esa zona, en la que a veces se obtienen bajas resiliencias.

Antes de terminar citaremos otros ejemplos, en los que también se aprecian perfectamente las variaciones que experimenta la resistencia del núcleo al variar las temperaturas de temple.

Las composiciones y temperaturas críticas de los aceros empleados en estos ensayos, son las siguientes:

A.	C=0,17 % ;	Cr=0,47 % ;	Ni=1,75 % ;	Ac_1=734° ;	Ac_3=803°
B	C=0,10 % ;	Cr=1,45 % ;	Ni=3,28 % ;	Ac_1=734° ;	Ac_3=807°
C.	C=0,17 % ;	Cr=0,12 % ;	Ni=1,86 % ;	Ac_1=740° ;	Ac_3=809°
D.	C=0,22 % ;	Cr=0,52 % ;	Ni=0,48 % ;	Ac_1=748° ;	Ac_3=827°

Se efectuaron tres clases de tratamientos:

1.° Cementación a 925°, temple directo en aceite.

2.° Cementación a 925°, enfriamiento lento en la caja.

Temple a 815° en aceite los aceros A, B y C, y a 840° el acero D.

3.° Cementación a 925°, enfriamiento lento en la caja. Primer temple a 815° en aceite el A y B, y a 835° el C y D. Segundo temple a 785° en aceite el A y B, y a 800° el C y D.

Después del último temple la mitad de las probetas fueron revenidas a 150° y la otra mitad a 230°.

Los resultados obtenidos al ensayar los aceros después de esos tratamientos, se detallan en la tabla XXXVII.

TABLA XXXVII

Clase de acero	TRATAMIENTO	Revenido a 150° (Máxima dureza de la capa cementada)			Revenido a 230° (Máxima tenacidad del corazón con dureza aceptable en la periferia)		
		R Kg/mm²	A %	ρ Kgm/cm²	R Kg/mm²	A %	ρ Kgm/cm²
A	1.° Temple directo	125	12	7	124,5	12,5	8
	2.° Temple sobre Ac_3	91	15	14	90	15,5	15
	3.° Doble temple	91	18	13,2	90	18	14,5
B	1.° Temple directo	126	12	9,5	125,5	12	9,5
	2.° Temple sobre Ac_3	125	12,5	11	125	12,5	11
	3.° Doble temple	124	13	12	123	12,5	12,5
C	1.° Temple directo	103	13,5	9,5	101	13	10
	2.° Temple sobre Ac_3	90	14,2	13,5	88,5	15	14
	3.° Doble temple	90	17,5	16,2	88	18	18
D	1.° Temple directo	144	10	6,5	142	10,5	6,5
	2.° Temple sobre Ac_3	135	9	7	133,5	9	7,5
	3.° Doble temple	100	12	9	97	14	10,5

Características que se obtienen en el corazón de barras de 25 mm. de diámetro cementadas, con cuatro aceros diferentes, modificando los tratamientos térmicos.

122. Diferentes clases de tratamientos que se pueden dar a las piezas cementadas

Según la clase de acero y el destino de las piezas que se van a cementar, se pueden utilizar muchas clases de tratamientos.

En cada caso, la elección de uno u otro tratamiento, dependerá de su tamaño de grano, o sea de la tendencia del acero a adquirir una estructura grosera durante la cementación y de las características que se quieran conseguir en el corazón y en la periferia de las piezas.

A continuación describiremos los más utilizados, señalando sus ventajas e inconvenientes y los casos en que conviene emplearlos. En la figura 323 se representa esquemáticamente cada uno de ellos.

1.° CEMENTACIÓN, TEMPLE DIRECTO DESDE LA TEMPERATURA DE CEMENTACIÓN Y REVENIDO FINAL.—Este tratamiento se da generalmente cuando se cementa en baño de sales o en atmósfera carburante, y raramente cuando se cementa en cajas.

Se recomienda para las piezas de poca responsabilidad y para cementaciones ligeras de 0,2 a 0,6 mm. de espesor, en las que la tenacidad del núcleo no tiene mucha importancia.

Conviene utilizar aceros de baja aleación o al carbono, de grano fino, no siendo recomendable emplear aceros de alta aleación, porque como el temple se hace desde muy alta temperatura (exageradamente elevada para la periferia), hay peligro de que quede la capa cementada con mucha austenita residual sin transformar.

Con aceros de grano grueso, el corazón quedará frágil, porque después de la cementación los granos habrán crecido exageradamente, y templando directamente desde la temperatura de cementación no se regenera el grano.

Con este tratamiento las deformaciones son muy pequeñas y se obtiene gran dureza en el corazón y en la periferia, pero hay peligro de que ambas zonas queden frágiles.

2.° CEMENTACIÓN, ENFRIAMIENTO LENTO, TEMPLE A TEMPERATURA INTERMEDIA ENTRE Ac_1 Y Ac_3 Y REVENIDO FINAL.—Este tratamiento se puede emplear con éxito cuando se usan aceros de alta aleación, que son generalmente de grano fino y no necesitan regenerar el corazón. Así se obtiene la máxima tenacidad del corazón, cuya resistencia será un poco inferior a la máxima que se obtiene templando a más alta temperatura.

Si se utiliza este tratamiento para aceros de grano grueso, la periferia quedará con buenas características, pero el corazón quedará

bastante frágil por no haber sido regenerado. Con este tratamiento hay poco peligro de deformaciones.

3.° CEMENTACIÓN, ENFRIAMIENTO LENTO, TEMPLE A TEMPERATURA LIGERAMENTE SUPERIOR A Ac_3 Y REVENIDO FINAL.—Con este tratamiento *se obtiene la máxima resistencia en el núcleo*. La tenacidad del corazón será buena, pues aunque haya crecido el grano durante la cementación, se afinará por haber sido calentado el acero para el temple a temperatura ligeramente superior a Ac_3. En este tratamiento hay peligro de que la periferia quede con grano grosero

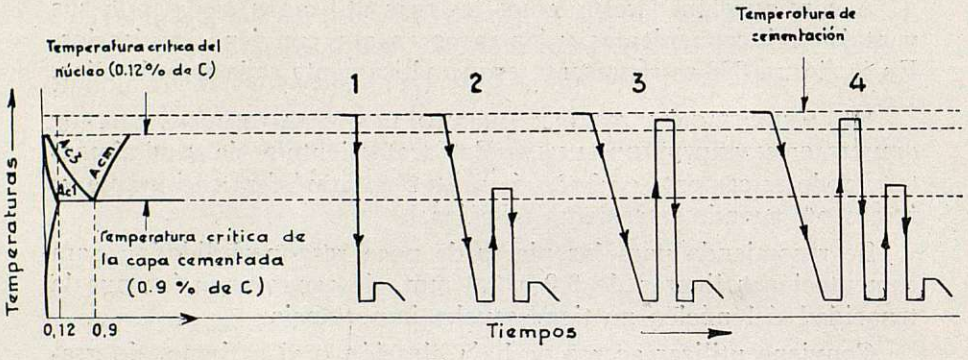


Figura 323

Diferentes clases de tratamientos que se pueden dar a las piezas cementadas.

y sea frágil, porque ha sido templada desde muy alta temperatura. La dureza de la capa cementada puede ser un poco baja por quedar algo de austenita residual sin transformar.

Este es el tratamiento que debe emplearse con los aceros de media aleación y grano fino, siempre que se quiera conseguir la máxima resistencia en el corazón, como ocurre en algunas piezas empleadas en la industria aeronáutica, de automóviles, etc.

4.° CEMENTACIÓN, ENFRIAMIENTO LENTO, 1.er TEMPLE A TEMPERATURA LIGERAMENTE SUPERIOR A Ac_3, 2.° TEMPLE A TEMPERATURA LIGERAMENTE SUPERIOR A Ac_1 Y REVENIDO FINAL.—Conviene emplear este tratamiento con los aceros al carbono y de media aleación y, en general, con todos los de grano grueso, en los que durante la cementación crece mucho el grano.

Hasta hace poco tiempo era el tratamiento más utilizado para piezas de responsabilidad, pero hoy, al poderse fabricar aceros de grano fino, se emplea en menos ocasiones.

Empleándolo, la periferia quedará dura y tenaz, y el corazón, que con el segundo temple ha recibido un temple imperfecto, que-

dará con una resistencia ligeramente inferior a la máxima y muy buena tenacidad.

Este tratamiento se suele utilizar todavía en algunos talleres para aceros de alta aleación en piezas de gran responsabilidad, cuando se teme que la cementación haya hecho crecer el grano del acero y se quiere utilizar un tratamiento que asegure en el corazón la máxima tenacidad.

5.° AUSTEMPERING Y MARTEMPERING.—Cuando se quiere reducir al mínimo las deformaciones de las piezas cementadas, el temple se hace, enfriando en sales fundidas en lugar de agua o aceite.

Las durezas que se obtienen en la periferia dependen de muchos factores como son: composición, tamaño de las piezas, temperatura del baño de sales, tiempo de permanencia en el mismo, etc. Las particularidades de estos tratamientos se señalaron con gran detalle en el capítulo X.

123. Protección de las zonas que no se desea endurecer

Cuando interesa que ciertas zonas de las piezas queden blandas después de cementadas, hay que evitar que absorban carbono durante la cementación. Para protegerlas de forma adecuada, se utilizan diversos procedimientos.

Un método bastante empleado para impedir el total endurecimiento de las piezas, consiste en dejar un exceso de material en las zonas que se quiere que queden blandas, que luego se elimina por mecanizado después de la cementación y antes del temple.

Si la cementación se hace en cajas, se puede evitar el endurecimiento de las roscas u otras superficies fáciles de recubrir, protegiéndolas con varias capas de alambre de hierro, que se enrolla a su alrededor. De esta forma se cementará el alambre, sin que penetre en cambio el carbono en el acero de la pieza. Cuando se trata de agujeros, se suelen rellenar con amianto o cementos especiales.

El procedimiento que tiene más aceptación de todos, es el cobreado electrolítico. Se comienza pintando las superficies que se van a endurecer con cera, pinturas, lacas o resinas especiales. Entre las muchas pinturas que se suelen emplear, una que da muy buenos resultados se prepara con los siguientes componentes:

100 gramos de cera.
100 gramos de trementina.
25 gramos de pez.
25 gramos de asfalto, y
25 gramos de betún de Judea.

Luego se desengrasan bien las piezas y a continuación se introducen en un baño de cobreado electrolítico, en el que se precipita una capa de cobre sobre las zonas sin pintar, que son las que deben quedar blandas, quedando sin cobrear las zonas protegidas con pintura. Finalmente se colocan las piezas en las cajas de cementación y al elevarse la temperatura, se queman las capas protectoras de cera, laca, resina, etc., cementándose esas superficies, sin que penetre el carbono a través de las superficies protegidas por el cobre.

El cobreado se suele hacer primero en medio básico para conseguir la máxima adherencia y luego en ácido, para aumentar el espesor de la capa. Antes del cobreado deben desengrasarse perfectamente las piezas, limpiándolas con gasolina o mejor todavía, si es posible, con vapor de tricloro-etileno. Algunas veces también se desengrasan electrolíticamente en un baño de cianuro doble de potasio y cobre, potasa cáustica y cianuro potásico, preparado con 40 grs. de cada una de esas sales en un litro de agua.

Después de bien desengrasadas las piezas, se someten al cobreado básico con el que se consigue una delgadísima capa de unos 0,06 mm. de espesor, de gran adherencia.

Un baño muy utilizado para este tratamiento cobreado, es el siguiente:

Cianuro de cobre	23	grs. por litro.
Cianuro de sodio	46	» » »
Carbonato sódico	15	» » »

La temperatura del baño debe ser próxima a 25°. Se emplean tensiones de 2 a 4 voltios con intensidades de 0,5 a 1,5 amperes por decímetro cuadrado de superficie. La duración de la operación suele variar de 10 minutos a media hora.

A continuación se efectúa el cobreado ácido con el que se consigue aumentar el espesor de la capa de cobre hasta unas 3 décimas de mm. mejorándose la protección que impedirá que el carbono penetre al interior.

La composición del baño suele ser:

Sulfato de cobre	200	grs. por litro.
Acido sulfúrico	5	» » »

Se emplean tensiones de 2 a 4 voltios, intensidades de 1 a 3 amperes y la duración suele variar de 30 a 60 minutos.

CAPITULO XIV

NITRURACION

124. La nitruración es un procedimiento de endurecimiento superficial en el que por absorción de nitrógeno, se consiguen durezas extraordinarias en la periferia de las piezas de acero.

Los objetos que se desea nitrurar son siempre templados y revenidos antes de la nitruración, para que el núcleo central quede con una resistencia elevada y sea capaz de resistir, durante el trabajo, las grandes presiones que le transmitirá la capa exterior dura. Las piezas después de templadas y revenidas se colocan en una caja cerrada, a través de la cual se hace pasar durante toda la operación una corriente de amoníaco. Todo el conjunto se introduce dentro de un horno, en el cual se mantiene una temperatura muy próxima a 500°. Al calentarse el amoníaco a esas temperaturas, se disocia, según la siguiente reacción: $2\,NH_3 = 2\,N + 3\,H_2$, formándose nitrógeno naciente, que se combina con el aluminio, cromo, molibdeno y hierro de los aceros, formando nitruros en la capa periférica.

Con procesos normales de 20 a 80 horas de duración, se obtienen capas nitruradas de espesores variables desde 0,20 a 0,70 mm.

Como después de la nitruración, las piezas quedan ya duras superficialmente, no es necesario enfriarlas rápidamente desde elevada temperatura, después de estar completamente mecanizadas, como se hace en la cementación, evitándose por lo tanto las deformaciones que en esos enfriamientos se originan. Además la nitruración, no modifica las características que se han obtenido previamente en el núcleo por temple y revenido, siempre que éste último haya sido hecho a temperatura superior a 500°.

Por ser la temperatura de nitruración relativamente baja, no hay aumento del tamaño de grano y tampoco es necesario someter las piezas nitruradas a ningún tratamiento de regeneración posterior. Además con este tratamiento, se pueden conseguir durezas muy superiores a las que se obtienen en la cementación.

La marcha normal de trabajo suele ser la siguiente:

Las barras laminadas o las piezas en bruto de forja o estampa-

ción, se mecanizan hasta que queden con un exceso de unos 2 mm. sobre las medidas finales. Se templan a la temperatura correspondiente y después se les da un revenido para conseguir en el núcleo la dureza o resistencia deseada. Luego se termina la mecanización de las piezas dejándolas casi exactamente a las medidas finales. Algunas veces se les da a continuación un tratamiento a 500°-600° (temperatura inferior a la de revenido) para eliminar las tensiones de mecanizado, después se protegen las superficies que no se quiere endurecer y se desengrasan. Finalmente se realiza la nitruración, pudiéndose efectuar posteriormente un ligerísimo rectificado.

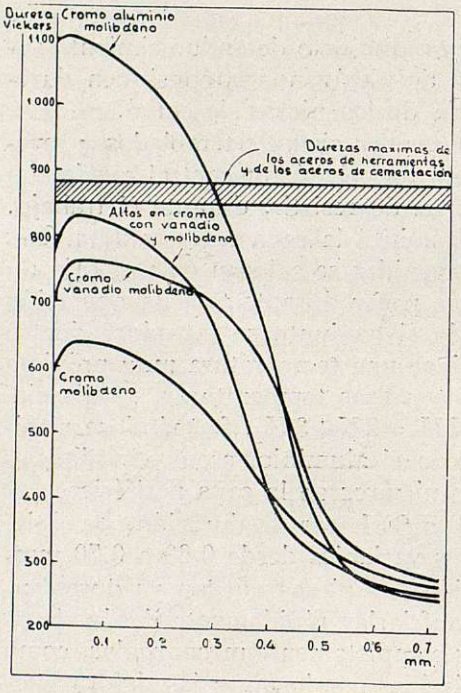


Figura 324

Durezas que se obtienen después de la nitruración en diversas clases de aceros.

125. Ventajas de la nitruración

Las propiedades más notables de las piezas nitruradas son :

GRAN DUREZA. — Después de la nitruración, se consiguen durezas elevadísimas que no se obtienen por otros procedimientos de endurecimiento superficial (fig. 324). Las piezas nitruradas pueden quedar con durezas comprendidas entre 1.000 a 650 Vickers, según la composición del acero. Cuando interesa que la capa dura sea de gran tenacidad, conviene utilizar aceros, que después de la nitruración queden con durezas relativamente bajas (650 a 850 Vickers), porque las capas nitruradas de máxima dureza tienen menor tenacidad.

GRAN RESISTENCIA A LA CORROSIÓN.—Los aceros, después de la nitruración, resisten mejor la acción corrosiva del agua dulce, agua salada, vapor o atmósferas húmedas que los aceros ordinarios, y por eso, este proceso es muy utilizado para las piezas que deben

sufrir la acción de ciertos agentes corrosivos. Su resistencia al ataque por metales o aleaciones fundidas de aluminio, cobre, etcétera, también es mucho mayor que la de los aceros ordinarios. En el caso de que interese la máxima resistencia a la corrosión, no deben rectificarse las piezas después de nitruradas.

AUSENCIA DE DEFORMACIONES.—Como en el tratamiento de nitruración, no es necesario enfriar las piezas rápidamente desde alta temperatura en agua o aceite, se evitan los graves inconvenientes de los enfriamientos rápidos, que pueden dar origen a deformaciones importantes.

ENDURECIMIENTO EXCLUSIVO DE DETERMINADAS SUPERFICIES DE LAS PIEZAS.—Durante la nitruración se pueden proteger perfectamente las superficies de las piezas que no se desea endurecer, aunque sean de formas complicadas e irregulares, dejando libres para nitrurar exclusivamente las zonas que deben quedar duras.

RETENCIÓN DE LAS DUREZAS A TEMPERATURAS ELEVADAS.—Las capas nitruradas conservan gran dureza hasta los 500°, especialmente cuando la duración del calentamiento no es muy prolongada. En

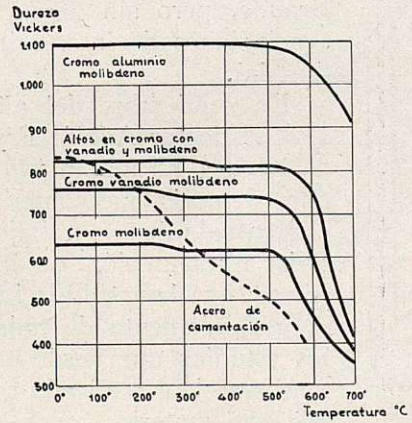


Figura 325

Dureza de los aceros nitrurados después de permanecer una hora a diversas temperaturas.

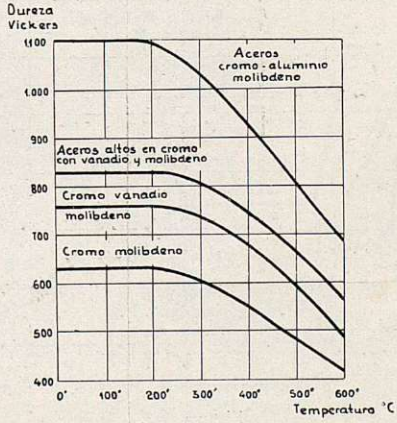


Figura 326

Dureza de los aceros nitrurados a elevada temperatura.

la figura 325 se puede apreciar el comportamiento de varios aceros y su dureza después de haber permanecido a diversas temperaturas durante una hora. En la figura 326 se señalan a temperaturas variables desde 0 a 600° las durezas de los aceros nitrurados. Se observa que las piezas nitruradas conservan a temperaturas elevadas durezas superiores a las que se consiguen con otros procedi-

mientos de endurecimiento de la capa periférica, como la cementación, temple superficial, etc., ya que la capa dura, obtenida por estos métodos, pierde dureza muy rápidamente a partir de los 200°. Esa propiedad es muy interesante para órganos de máquinas en los que pueden presentarse sobrecalentamientos accidentales, por falta de lubrificación. En ese caso, si el material está cementado, puede agarrotarse el mecanismo, al disminuir la dureza de la pieza y en cambio no ocurrir nada si las piezas están nitruradas.

126. Teoría de la nitruración

Hjalmar Braune fué el primero que estudió la influencia del nitrógeno sobre el hierro y sobre los aceros a elevada temperatura, publicando en 1905 en la «Revue de Metallurgie» el resumen de una serie de experiencias que realizó nitrurando aceros extradulces a 800° en una atmósfera de amoníaco.

Luego, Lecarme, Tschischewski, Le Chatelier y Bonnerot, continuaron los trabajos de Braune, pero sin llegar a conclusiones de interés industrial.

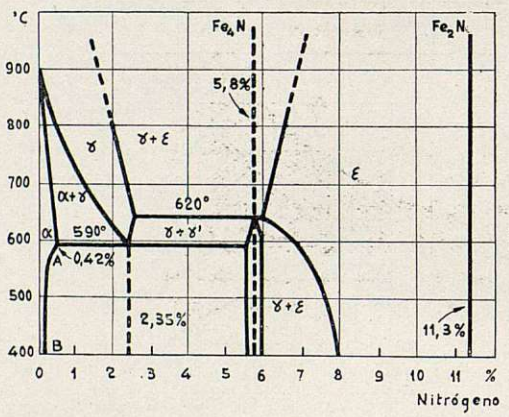


Figura 327.
Diagrama hierro-nitrógeno.
(Eisenhut y Kaupp.)

En septiembre del año 1923 el doctor Adolfo Fry, de la casa Krupp, publicó una Memoria que contenía el resultado de sus trabajos sobre nitruración de los aceros, que han sido la base y fundamento de todos los estudios que desde entonces se han realizado sobre esta materia.

En sus trabajos y después de una serie de laboriosas experiencias llevadas con orden y tenacidad admirables, llegó a conocer los constituyentes de las capas nitruradas, estudiando también las condiciones y composiciones más favorables para este proceso.

Determinó el diagrama hierro-nitrógeno que fué completado y corregido algunos años más tarde por Eisenhut, Kaupp y por Lehrer (fig. 327).

Al estudiar los microconstituyentes que aparecen en los aceros

al carbono nitrurados, descubrió dos nitruros, uno Fe_2N, que contiene 11,3 % de nitrógeno, que llamó Nitruro 1, y otro Fe_4N, que contiene 5,8 % que distinguió con el nombre de Nitruro 2. También señaló la existencia de un eutectoide con 2,35 % de nitrógeno, al que dió el nombre de Braunita.

En el diagrama hierro-nitrógeno se ve que a temperaturas inferiores a la eutectoide (590°), el porcentaje de nitrógeno que puede formar solución sólida con el hierro alfa es muy pequeño, variando desde 0,42 % a 590°, hasta 0,001 % a la temperatura ambiente. En cambio, a temperaturas más elevadas, el hierro alfa disuelve mayores cantidades de nitrógeno.

Fry observó que nitrurando los aceros al carbono extradulces de 700° a 800° en una atmósfera de amoníaco, se obtenían capas re-

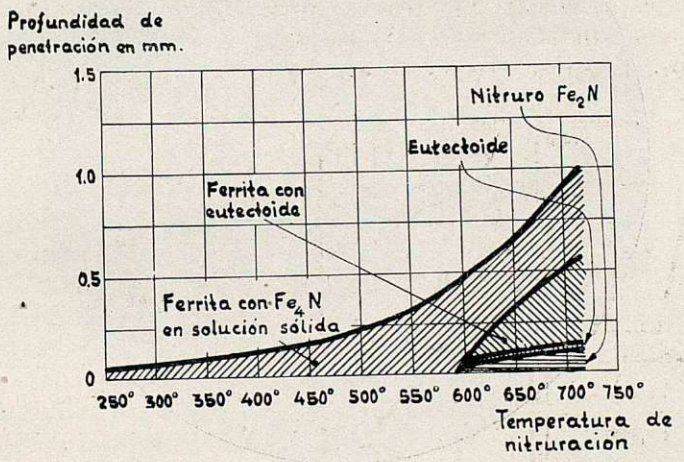


Figura 328

Composición de las capas nitruradas en función de la temperatura. (Fry.)

lativamente duras, pero tan frágiles, que el proceso no tenía aplicación industrial y comprobó también que la principal causa de esa gran fragilidad, es el constituyente eutectoide que se forma cuando el tratamiento se hace a temperaturas elevadas. Al efectuarse la nitruración por debajo de 580°, las capas nitruradas obtenidas, son bastante tenaces y se forman por solución sólida del nitrógeno o nitruro de hierro en hierro alfa. Luego en el enfriamiento, al disminuir la solubilidad del nitrógeno en el hierro alfa, según la línea A-B (fig. 327), el nitrógeno tiende a desprenderse

de la solución sólida para formar agujas de nitruro Fe_4N. En la figura 328, se pueden ver los componentes de las capas nitruradas en función de la temperatura de nitruración.

Examinando con el microscopio la sección transversal de una pieza de acero al carbono nitrurado a 500°, se observa en el corazón una estructura sorbítica y en la periferia un anillo de coloración un poco más oscura que el resto, que corresponde a la capa nitrurada formada por nitruros de hierro entremezclados con sor-

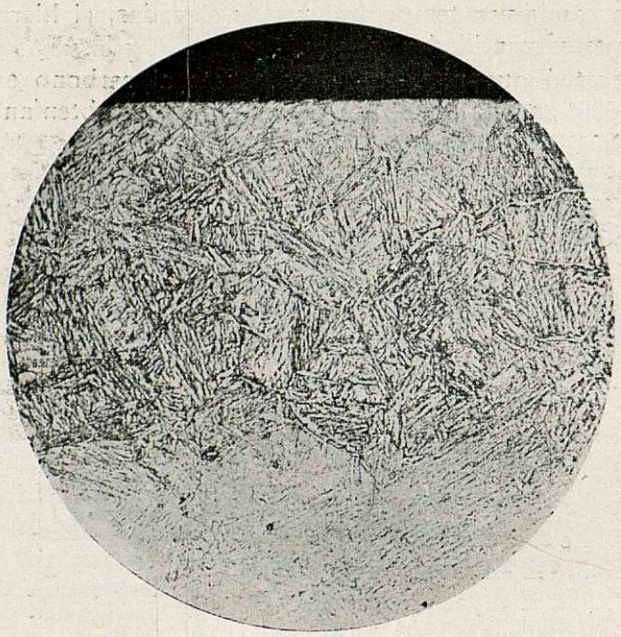


Figura 329
Capa periférica de un acero al carbono nitrurado a 500°.

bita (fig. 329). Cuando la nitruración se efectúa a temperaturas superiores a 590°, los constituyentes de la capa dura son más destacados y más fáciles de observar. En la figura 330 se puede ver la microestructura de un acero de 0,12 % de carbono nitrurado a 680°. La capa periférica blanca está constituída principalmente por nitruro de hierro Fe_2N, luego sigue una zona más oscura de braunita, constituyente eutectoide, que tiene una estructura muy parecida a la de la perlita. Más hacia el interior aparece el hierro alfa con agujas de nitruro Fe_4N que se han separado de la solución sólida en el enfriamiento.

En sus experiencias Fry no consiguió con los aceros al carbono resultados satisfactorios, pues obtenía durezas relativamente bajas y las capas nitruradas tenían poca tenacidad. Más tarde, nitrurando aceros aleados, alcanzó un gran éxito, al descubrir la influencia decisiva del aluminio, cromo y molibdeno y al hallar ciertas composiciones, con las que se obtienen capas nitruradas de extraordinaria dureza, bastante profundidad y buena tenacidad.

El mecanismo de la nitruración difiere bastante del de la cementación. En este último tratamiento se emplean temperaturas elevadas para facilitar la solubilidad del carbono en la austenita y, en cambio, la nitruración se efectúa a temperaturas inferiores a la eutectoide (590°), en las que el porcentaje de nitrógeno que se puede disolver en el acero, es muy pequeño. No se emplean temperaturas más elevadas, porque aunque de esa forma la penetración del nitrógeno sería más fácil porque la capacidad de disolución del hierro es mucho mayor, se obtendrían capas nitruradas muy frágiles.

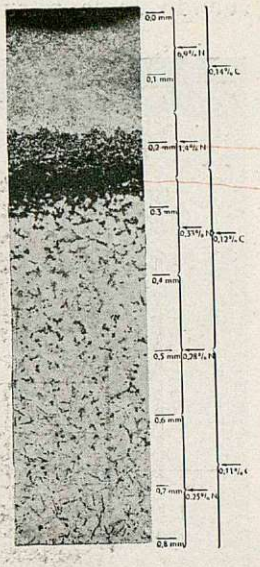


Figura 330

Capa superficial obtenida en un acero al carbono de 0,11 % de C, nitrurado durante treinta horas a 680° y enfriando lentamente.

En los aceros ordinarios al carbono, la difusión del nitrógeno hacia el interior se efectúa con más facilidad que en los aceros aleados. A pesar de ello, sólo en estos últimos se producen capas superficiales de gran dureza debido seguramente a que los elementos aleados favorecen la formación de nitruros de aluminio, cromo, molibdeno, etc., en las capas periféricas que dificultan la penetración del nitrógeno hacia el interior y hacen que se concentre en la zona exterior y se alcancen porcentajes de nitrógeno muy elevados y, como consecuencia, se alcanzan también durezas extraordinarias.

Observando con el microscopio, la sección transversal de una pieza fabricada con un acero aleado, *correctamente nitrurada*, no se aprecian diferencias muy destacadas entre la periferia y el centro, debido a que los elementos aleados dificultan la formación de agujas de nitruros durante el enfriamiento que sigue a la nitruración Empleando 100 a 300 aumentos, no se observan grandes agujas de nitruro y únicamente se ve en la periferia un anillo sombreado que corresponde a la capa nitrurada. Como a 500°, los nitruros de alu-

minio, cromo, etc., que son muy estables, se encuentran situados en los espacios intersticiales de la retícula cristalina en un estado de dispersión finísima, su precipitación en el enfriamiento, en forma de grandes agujas, como ocurre en los aceros al carbono es muy difícil, y una gran parte quedan retenidos en la retícula cristalina del hierro alfa, produciendo un gran aumento de dureza. Sin embargo, cuando en la nitruración no se observan cuidadosamente las precauciones necesarias, la capa periférica de los aceros nitrurados, suele estar constituída con relativa frecuencia por dos zonas diferentes. La exterior muy delgada y frágil, que aparece blanca al ser atacado el acero con Nital-5, y la zona interior más oscura, que suele ser, por lo menos, unas 10 veces mayor que la primera (fig. 331). En la capa interior, que es la más importante, no existen nitruros de hierro y está constituída por nitruros de los elementos aleados, aluminio, cromo y molibdeno. En cambio, la capa blanca exterior, muy frágil, de pequeñísimo espesor, está formada por nitruros de cromo, aluminio, etc., y también por nitruros de hierro. Aunque no se conocen bien las causas que originan la formación de esta capa frágil, parece que es debida a descarburaciones de las piezas, que pueden ser anteriores a la nitruración, o se han podido originar durante este tratamiento.

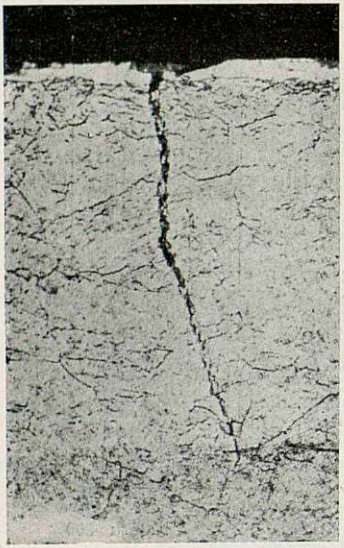


Figura 331
× 200
Aspecto de una capa nitrurada en la que se observa una zona periférica blanca frágil con nitruro de hierro. En el centro se observa una grieta producida por choque.

Giolitti, en sus trabajos, comprobó que con frecuencia durante la nitruración, hay sensibles pérdidas de carbono en la periferia de las piezas. Nitrurando un acero cromo-aluminio-molibdeno de 0,33 % de carbono durante cuarenta y tres horas a diferentes temperaturas, obtuvo en la capa periférica los siguientes resultados:

Temperaturas de nitruración	% de carbono
510°	0,13 %
540°	0,11 %
595°	0,05 %
650°	0,02 %

Como resumen se puede decir que los avances más señalados en la técnica de la nitruración fueron: primero, las investigaciones de Braune, que descubrió la nitruración como procedimiento para endurecer superficialmente el acero, y luego, los trabajos de Fry, que señaló las temperaturas y las composiciones más convenientes para la nitruración, y la beneficiosa influencia del aluminio para conseguir las mayores durezas, y la del cromo y molibdeno para obtener capas duras de elevada tenacidad.

127. Causas que originan la gran dureza de las capas nitruradas

La extraordinaria dureza de la capa nitrurada no debe atribuirse exclusivamente a la gran dureza de los nitruros que se forman en la periferia de las piezas, sino también y principalmente a la influencia que ejercen esos nitruros sobre la red cristalina del acero. Al difundirse el nitrógeno en el acero, se combina formando nitruros de aluminio, cromo y hierro. Esos nitruros al quedar en los espacios intersticiales de la retícula cristalina del hierro e interferir los planos de deslizamiento causan importantes deformaciones en la red atómica del metal, dando lugar a un extraordinario aumento de dureza. El hecho de que estos nitruros son muy estables, hace que las piezas nitruradas conserven la dureza a elevada temperatura.

128. Composición de los aceros de nitruración

Para la fabricación de piezas nitruradas, se emplean aceros con porcentajes de carbono variables de 0,20 a 0,60 % de C, aleados con aluminio, cromo, molibdeno y vanadio.

El contenido en carbono de todos esos aceros, no influye en la dureza, ni en la profundidad de la capa nitrurada, utilizándose diversos porcentajes de acuerdo con las características mecánicas que se quieran obtener en el núcleo.

Hay que evitar en las piezas descarburaciones superficiales, eliminando por mecanizado las que hubiera antes de la nitruración, porque en las zonas donde el porcentaje de carbono es muy bajo, se forman capas con nitruros de hierro que son muy frágiles y pueden ocasionar el desconchado de las capas superficiales.

De los varios elementos aleados que se emplean, el aluminio es el más importante cuando se quiere conseguir las máximas durezas, pero debe ir siempre acompañado de otros elementos aleados para evitar que las capas nitruradas resulten demasiado frágiles.

El molibdeno aumenta también la dureza de la capa exterior, mejora la tenacidad del núcleo y evita la fragilidad que suelen pre-

sentar los aceros sin molibdeno al permanecer durante mucho tiempo a temperaturas próximas a 500°.

El cromo aumenta la profundidad de la capa dura e incrementa además la influencia del aluminio y del molibdeno.

El vanadio influye decisivamente en la profundidad de nitruración, aumentando el espesor de las capas duras.

Los grupos de aceros más utilizados en la actualidad son :

TABLA XXXVIII

TIPO DE ACEROS	N.°	COMPOSICIONES								Periferia Dureza Vickers	Corazón Templado y revenido 650° R Kg/mm²
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Al	Mo	V		
Cromo-aluminio-molibdeno	1	0,50	0,35	0,65	—	1,60	1,10	0,20	—	1.100	126
	2	0,40	0,35	0,65	—	1,60	1,10	0,20	—	1.100	98
	3	0,30	0,35	0,65	—	1,60	1,10	0,20	—	1.100	91
	4	0,20	0,35	0,65	—	1,60	1,10	0,20	—	1.100	58
Alto en cromo con molibdeno y vanadio	5	0,40	0,30	0,50	0,30	3,—	—	1,—	0,25	850	133
	6	0,30	0,30	0,45	0,50	3,—	—	0,40	—	850	100
	7	0,20	0,30	0,45	0,50	3,—	—	0,40	—	850	79
Cromo-molibdeno vanadio	8	0,35	0,30	0,50	—	2,—	—	0,25	0,15	750	98
	9	0,25	0,30	0,50	—	2,—	—	0,25	0,15	750	94
	10	0,18	0,30	0,50	—	2,—	—	0,25	0,15	750	83
Cromo-molibdeno	11	0,30	0,30	0,60	0,60	1,—	—	1,20	—	650	92

Composiciones y características mecánicas de diversos aceros de nitruración.

1.° Aceros cromo-aluminio-molibdeno con 0,80 a 1,20 % de aluminio, 0,90 a 1,60 % de cromo y 0,20 % de molibdeno. Con estos aceros se consigue la máxima dureza superficial, que suele oscilar entre 1.000 y 1.100 Vickers.

2.° Aceros altos en cromo con molibdeno y vanadio. Aunque con estos aceros sólo se consiguen durezas comprendidas entre 800 y 850 Vickers, esas durezas son todavía extraordinarias y las capas nitruradas son mucho más tenaces que las de los aceros con aluminio. El contenido en cromo es de 3 %, el molibdeno de 0,40 a 1%

y el vanadio de 0 a 0,25 %. Ese elevado porcentaje de cromo aumenta ligeramente la profundidad de la capa nitrurada.

3.° Cromo-molibdeno-vanadio. Se obtienen durezas de 750 Vickers. El contenido en cromo es de 2 %, el molibdeno de 0,25 % y el vanadio de 0,15 %. La tenacidad de la capa nitrurada es mayor que en los casos anteriores.

4.° Aceros cromo-molibdenos, que son de menor dureza (650 Vickers), tienen la capa nitrurada más tenaz que los anteriores. Su contenido en cromo es de 1 % y el molibdeno de 1,20 %.

Debido a que los elementos aleados modifican el diagrama hierro-nitrógeno, es posible emplear con todos estos aceros temperaturas de nitruración un poco más elevadas que las que corresponden a los aceros al carbono, sin peligro de que aparezca braunita en la capa periférica. La temperatura eutectoide se eleva en algunos aceros aleados hasta 650°.

Aunque no se han citado en la Tabla XXXIII, también se nitruran los aceros austeníticos, cromo-níquel 14-14 para válvulas y los aceros inoxidables altos en cromo, para mejorar su resistencia al rozamiento. Estos aceros deben ser protegidos superficialmente para eliminar la delgada capa de óxido, que siempre recubre a los aceros inoxidables y que es perjudicial para la nitruración.

129. Características mecánicas

La resistencia del núcleo central de las piezas nitruradas suele variar de 80 a 120 kg/mm², llegándose en algunas ocasiones hasta 150 Kg/mm².

Cuando interesan resistencias muy elevadas, hay que utilizar aceros con 0,40 a 0,50 % de carbono, revenidos a 550°, y para bajas resistencias aceros de 0,20 a 0,30 % de carbono con revenidos a 700°.

En la Tabla XXXVIII se señalan las características que se obtienen en el núcleo con diferentes aceros templados y revenidos a 650°.

Ya hemos señalado anteriormente que la dureza superficial es variable y depende de la composición. Con los aceros al aluminio del primer grupo se alcanza durezas de 1.000 a 1.100 Vickers. Con los aceros altos en cromo 800 a 850 Vickers y con los cromo-molibdeno y cromo-vanadio, 650 a 800 Vickers.

Numerosos investigadores han observado que las piezas nitru-

radas tienen una excepcional resistencia a la fatiga con poca sensibilidad a la influencia de las entallas. Esto parece que es debido a ciertos esfuerzos de comprensión que se desarrollan en la superficie de las piezas, como consecuencia del aumento de volumen que experimentan después de la nitruración.

Wiegand, ensayando a fatiga probetas de diversos aceros de 6,5 mm. de diámetro con resistencias variables de 85 a 120 kg/mm² obtuvo los siguientes resultados:

TABLA XXXIX

	Resistencia a la fatiga	
	Sin nitrurar	Nitruradas
Probetas normales.	48 a 60 Kg/mm²	64 a 86 Kg/mm²
Probetas con entalla circular de 0,5 mm. de profundidad.....	24 a 47 Kg/mm²	45 a 60 Kg/mm²

Resistencias a la fatiga obtenidas por Wiegand en sus investigaciones.

Ensayando flejes de 2,5 × 20 mm. nitrurados, observó que aumentaba la resistencia a la fatiga desde 60 a 87 kg/mm² al aumentar la profundidad de la capa nitrurada desde 0,05 a 0,4 mm.

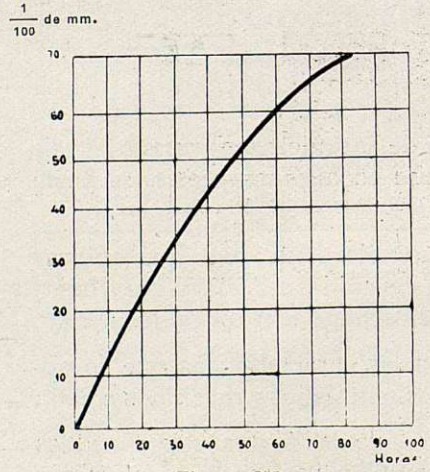


Figura 332

Espesor de capa nitrurada, que se obtiene al nitrurar a 500° durante períodos variables de tiempo.

La resistencia al choque (resiliencia) es, sin embargo, en general, inferior en las piezas nitruradas que en las sin nitrurar. Wiegand, en sus ensayos, encontró valores que son sólo el 60 y 30 % del de las piezas sin nitrurar.

PROFUNDIDAD DE LA CAPA NITRURADA.—La profundidad de las capas nitruradas que se obtienen normalmente en la industria, varían de 0,2 a 0,7 mm. y su espesor depende principalmente de la temperatura y de la duración del tratamiento (figura 332). A 500° con veinticinco horas se consigue 0,28 mm. de espesor de capa y con ochenta ho-

ras 0,68 mm. aproximadamente. Para reducir la duración de la nitruración se han propuesto diversas combinaciones de procesos fraccionados. Algunos recomiendan nitrurar primero a 510° solamente durante algunas horas para obtener una gran dureza superficial y luego continuar la nitruración a 535°-550°. Otros, en cambio, recomiendan comenzar nitrurando durante diez horas a 650° y luego quince horas a 510°-530°. Sin embargo, parece que estos métodos dan capas nitruradas frágiles y no han tenido mucha aceptación.

130. Instalaciones de nitrurar

Los elementos necesarios para efectuar la nitruración son :

El horno de tratamiento, la caja de nitrurar, la botella de amoníaco con las tuberías y accesorios y el aparato para medir la disociación.

Los hornos de tratamiento suelen ser casi siempre eléctricos con regulación automática de temperatura (fig. 333). La caja donde se

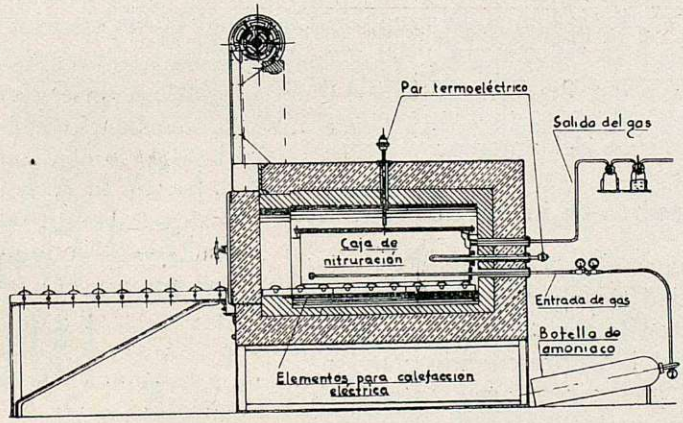


Figura 333

Esquema de una instalación de nitruración.

colocan las piezas a nitrurar, puede ser de níquel o de acero cromoníquel austenítico (25-20 ó 20-12), para evitar que el nitrógeno le ataque y resista bien durante mucho tiempo la acción del calor. Recientemente se han comenzado a utilizar con muy buen resultado, cajas de hierro esmaltadas, que son mucho más baratas que las de materiales inoxidables.

Para conseguir que el cierre de la tapa sea estanco, se emplean diversos procedimientos. Suele utilizarse empaquetadura de amianto que algunas veces se recubre, además, con una envuelta de aluminio (fig. 334). Otras veces, se emplea junta doble formada por una aleación de bajo punto de fusión y el cierre de amianto. Hay también quien usa polvo de cromita muy fino o varillas de cobre o níquel. Todo el reborde de la caja va además sujeto con tornillos para que el ajuste con la tapa sea perfecto. La caja llevará tres tubos, de níquel o de acero austenítico resistente al calor, uno en la parte inferior para la entrada del amoníaco, otro en la parte superior de salida y el tercero, cerrado, para el par del pirómetro.

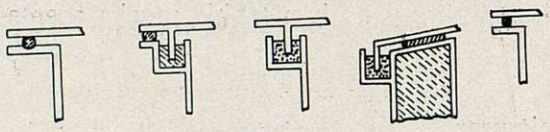


Figura 334

Algunos procedimientos empleados para conseguir el cierre estanco de las cajas de nitrurar.

Junto al horno se colocará una botella de amoníaco, conectada con el tubo de entrada de gas de la caja. El tubo de salida irá a dos frascos lavadores llenos de agua, en los que el burbujeo servirá para tener una idea del consumo del gas. Periódicamente, en el tubo de salida se coloca el aparato para determinar el grado de disociación del amoníaco.

131. Medida de la disociación

El aparato utilizado para determinar la cantidad de amoníaco disociado puede verse en la fig. 335. Tiene cuatro llaves, que dejan libre cuando conviene, el paso del gas, aire o agua entre los diferentes conductos.

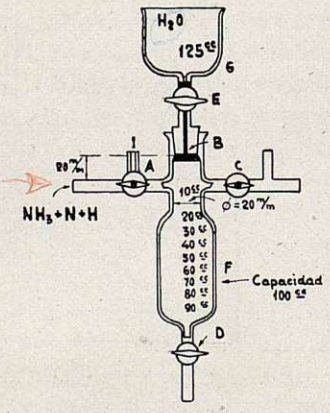


Figura 335

Aparato para determinar el grado de disociación del amoníaco.

Cuando se va a efectuar la determinación del grado de disociación del amoníaco se conecta el aparato en la tubería de salida de la caja y se opera en la siguiente forma:

Se cierra la llave E y se llena el depósito G con agua. Luego se conecta el tubo de salida de gas del horno, al tubo de entrada y se abren las llaves A, C y D, y comenzará a circular el gas que sale

del horno a través del aparato, y al cabo de un rato se cierra la llave C, luego la D, y finalmente la A, con lo que tendremos el recipiente F lleno de una mezcla de hidrógeno, nitrógeno y amoníaco sin disociar. Entonces se abre la llave E y caerá cierta cantidad de agua a la cámara F. El amoníaco que está sin disociar, es inmediatamente absorbido por el agua, y encima de ella quedará un gas compuesto de hidrógeno y nitrógeno, y la escala de la cámara F marca directamente el porcentaje de la disociación. Si el agua llega a la línea 30 se ha disociado un 30 %. De acuerdo con estas lecturas la corriente de amoníaco debe regularse para que el grado de disociación esté comprendido entre 25 y 30 %. Durante el proceso de nitruración conviene examinar el grado de disociación cada dos o cuatro horas, regulando el paso de amoníaco de acuerdo con el grado de disociación.

La cantidad de amoníaco necesaria depende de la superficie de los objetos a nitrurar y no de su peso. Por ejemplo, un cubo de 1 dm. de lado tiene una superficie de 6 dm^2 y un peso de 7,8 kgs. aproximadamente. El mismo cubo, cortado en placas de 10 mm. de espesor, tendrá el mismo peso, pero una superficie de 24 dm^2 mucho mayor y necesitará más amoníaco para la nitruración.

Si se obtiene una cifra de disociación de un 10 %, por ejemplo, lo que ocurre cuando el agua en el aparato de disociación sube hasta la línea 10 de la graduación, es señal de que está circulando demasiado gas y se debe reducir el paso un poco. Si en otro momento se obtiene un valor del 35 % o más, la circulación del amoníaco debe aumentarse hasta que se llegue a los 25 a 30 %. Estas cifras corresponden únicamente a un trabajo normal.

Cuando se usa un recipiente grande, para nitrurar pocas piezas, es fácil que haya zonas con poco nitrógeno y se formen «bolsas» de alta concentración de hidrógeno, lo que, originará capas nitruradas muy delgadas que pueden dar lugar a muchos fracasos. En esos casos conviene hacer pasar mucho amoníaco con el fin de crear turbulencias alrededor de las piezas, debiendo mantenerse la disociación de 10 ó 15 % en vez de 25 a 30 %.

132. Proceso de la nitruración

Cuando después del temple y revenido han quedado las piezas con la resistencia deseada, se inicia la nitruración propiamente dicha.

Las fases más importantes de este proceso son: protección de ciertas superficies, limpieza, nitruración y enfriamiento. A conti-

nuación describimos los detalles más importantes de cada una de ellas.

PROTECCIÓN CONTRA LA NITRURACIÓN.—Cuando se quieren conservar blandas ciertas superficies de una pieza que va a ser nitrurada, se protegen esas partes con una película de estaño. Si es posible, se sumergen las partes que se quieren conservar blandas en un baño de aleación compuesto de 60 % de plomo y 40 % de estaño, fundida a 400° aproximadamente. Cuando se ve que está bien adherida la capa protectora, se sacan las piezas del baño y se les quita todo el estaño sobrante, con un cepillo de alambre. Conviene que no quede ningún exceso de estaño, porque como el punto de fusión de esta aleación es bastante inferior al de la temperatura de nitruración (500°), cualquier partícula que haya quedado sobrante en la pieza goteará o se deslizará sobre las superficies que deben endurecerse y aparecerán luego zonas blandas.

En el caso de que la zona que se desea proteger no se pueda sumergir en el baño de estaño, se utiliza un soldador de cobre o un soplete de gas, para aplicar el estaño. Previamente se limpian las superficies a proteger con una solución que se prepara en la siguiente forma: Se diluyen 1.500 c. c. de ácido clorhídrico en 750 c. c. de agua, luego se disuelve en esta solución la mayor cantidad posible de zinc y después se añaden 30 a 60 grs. de sal de amoníaco, filtrando cuando se enfríe la mezcla. Como ésta es corrosiva, es necesario después de aplicar la capa de estaño lavar con agua caliente todas las partes que se hayan mojado con ella.

El estañado electrolítico da también resultados bastante satisfactorios, y es suficiente una película de 0,025 mm. de espesor.

También se pueden proteger las superficies que deben quedar blandas, recubriéndolas con una pintura preparada en la siguiente forma:

5 partes de polvo muy fino de estaño;
2 partes de polvo muy fino de plomo, y
5 partes de óxido de cromo verde.

Los elementos se mezclan y almacenan en seco y se preparan pequeñas porciones de pintura, diluyéndola en el momento de emplearla, en la solución ácida que hemos citado para el procedimiento anterior. Se mantiene esta mezcla bien agitada, aplicándola en las partes a proteger mediante un cepillo pequeño. Es conveniente, que en el momento de ser aplicada la pintura, las superficies de las piezas estén calientes, para que se seque la pintura rápidamente. Conviene efectuar la nitruración inmediatamente, pues como la

pintura es higroscópica, existe el peligro de que en contacto con la atmósfera se humedezca y origine corrosiones en la superficie de las piezas si permanece largo tiempo de esa forma.

LIMPIEZA.—Después de terminada la protección de las superficies que han de quedar blandas, deben limpiarse y desengrasarse las piezas cuidadosamente, lavándolas con gasolina o en un baño de sosa cáustica o bien con tricloroetileno. Después debe efectuarse un lavado con agua hirviendo para quitar todas las trazas de gasolina o sosa. Esta última operación no es necesario hacerla si se usa tricloroetileno. Luego hay que secar las piezas antes de colocarlas en el recipiente de nitruración. El último método (tricloroetileno) es preferible cuando se desengrasan las piezas con conductos de aceite internos o artículos con agujeros, orificios, etc.

PREPARACIÓN Y CONTROL DE LA CAJA DE NITRURACIÓN.—Las piezas a nitrurar se colocan en la caja de manera que permitan la libre circulación del gas de amoníaco. Suelen utilizarse rejillas de alambre de níquel puro, para separar los diferentes pisos de piezas, que se forman al colocar unas encima de otras. Cuando se nitruran piezas de tamaños muy diferentes, hay que tener cuidado de distribuir bien las masas para que el calor se transmita uniformemente y se consiga un calentamiento uniforme, no debiendo colocarse el primer piso junto al suelo de la caja, sino a una altura de 2,5 a 5 cm. sobre una rejilla de níquel, apoyada en soportes de aluminio, de modo que el gas pueda entrar debajo de la carga y penetrar por entre cada una de las piezas. Las piezas que se quiere nitrurar también por el interior, deben colocarse verticalmente para que el gas de amoníaco pueda subir libremente por los huecos, sobre todo cuando se trata de agujeros de menos de 50 mm. de diámetro. El último piso de piezas debe quedar por lo menos a 15 cm. por debajo del nivel del tubo de escape situado en la parte superior, porque en esa zona la nitruración se verifica en malas condiciones, ya que suele existir una alta concentración de hidrógeno.

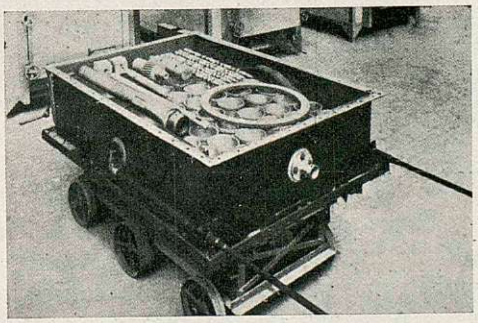


Figura 336

Una caja de nitrurar con su carga de piezas, preparada para ser cerrada e introducida en el horno.

Las piezas que han sido estañadas, para evitar la nitruración de ciertas superficies, deben colocarse en la parte inferior de la caja, y en forma tal que si el estaño gotea durante la nitruración no caiga sobre alguna superficie que se quiere endurecer. Antes de la operación deben examinarse las rejillas de alambre para ver si tienen manchas de estaño, en el caso de que hayan sido empleadas anteriormente, limpiándolas si fuera necesario, calentando la parte estañada del alambre a un rojo vivo mediante un soplete de gas y cepillándola con cepillo de alambre rígido.

Después de colocada y cerrada la tapa, y antes de ser introducida la caja en el horno, se da paso al gas de amoníaco al interior de la caja y se realiza el primer control observando si hay algún escape de gas.

Pasado el período de nitruración se retira la caja del horno, dejándola enfriar al aire, manteniendo sin embargo la circulación de amoníaco hasta que la carga se haya enfriado hasta 150° C aproximadamente. Antes de sacar la caja del horno es aconsejable dar algo más de amoníaco, a fin de contrarrestar la reducción de presión que tiene lugar en el interior del recipiente cuando éste es sacado a una atmósfera más fría. Si la presión dentro de la caja no se mantiene por encima de la presión atmosférica, entrará aire y oxidará la superficie de las partes nitruradas, provocando una decoloración y presentando las piezas un tono diferente del gris plata característico. Esta decoloración, cuya intensidad depende del espesor de la película de óxido, no perjudica la profundidad de la capa nitrurada ni su dureza.

133. Deformaciones en las piezas nitruradas

Como en las piezas nitruradas suele interesar una gran exactitud de medidas, algunas veces surgen dificultades porque las tensiones que se crean en el mecanizado de las piezas suelen originar deformaciones en las piezas nitruradas. Ese inconveniente puede evitarse dándoles un recocido de estabilización. Un proceso muy recomendable cuando se quieren evitar estos inconvenientes es el siguiente: Mecanizado en desbaste, temple y revenido, mecanizado final, recocido de estabilización a una temperatura inferior a la de revenido (550°-650°) para eliminar tensiones, nitruración y ligero rectificado o lapidado.

134. Aumento de volumen

Durante la nitruración las piezas experimentan siempre un ligero aumento de volumen cuya importancia depende de la forma

de las piezas, de la temperatura y de la duración del tratamiento. Para limitar dentro de lo posible ese aumento de volumen, conviene que la estructura de las piezas que van a ser nitruradas sea sorbítica, sin nada de ferrita libre, debiendo de evitarse también cualquier descarburación superficial, pues además de dar lugar a capas nitruradas frágiles, originan dilataciones anormales en las piezas.

En piezas macizas, con capas nitruradas de 0,7 mm. de espesor son normales aumentos de diámetro de 0,05 mm. En las piezas huecas, las variaciones de volumen dependen del espesor de las paredes. Con piezas de 70 mm. de diámetro, templadas y revenidas, mecanizadas y sometidas a continuación a un tratamiento de estabilización a 600°, se obtuvieron los siguientes resultados después de ser nitruradas durante 72 horas a 500° :

Espesor de la pared en mm.	Aumento del diámetro interior en mm	Aumento del diámetro exterior en mm.
5	0,08	0,13
10	0,03	0,09
20	0,01	0,06

Cuando las piezas son de forma complicada el mejor método de conocer las dilataciones que experimentan, es nitrurar una o dos piezas y medir las dilataciones que aparecen.

Deben evitarse en lo posible en las piezas nitruradas, las aristas vivas porque al dilatarse el material, en los vértices de los ángulos muy agudos, se forman capas nitruradas sin soporte que son muy frágiles.

135. Nitruración de herramientas de acero rápido

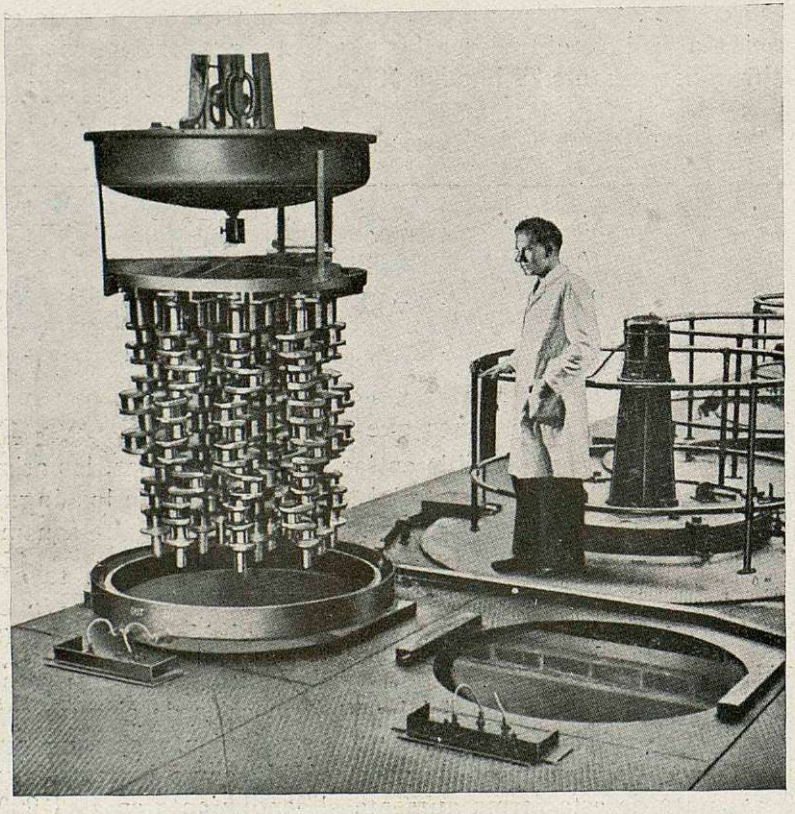
Se puede mejorar el rendimiento de muchas herramientas y matrices, nitrurándolas superficialmente con sales de cianuro especialmente preparadas para ello. Este procedimiento es muy recomendable para herramientas de acero rápido como brocas, fresas, etcétera, pues de esta forma aumenta el rendimiento en 100, 200 y hasta en 300 %, según la clase de herramienta y el trabajo que debe de efectuar.

Los baños se preparan generalmente con 50 % de cianuro sódico y 50 % de cianuro potásico. También se utilizan con buen resultado baños con 70 % de cianuro sódico y 30 % de cianuro potásico, que son más baratos. Se usan temperaturas variables desde 525°

a 625°, obteniéndose capas nitruradas de 0,01 a 0,05 mm. de espesor, con permanencias de 20 a 90 minutos en el baño.

Las herramientas deben ser templadas y revenidas antes de la nitruración, y nunca deben rectificarse después, porque desaparecería la capa nitrurada que es de muy pequeño espesor.

Con este tratamiento se obtienen durezas de 900 a 1.000 Vickers, muy superiores a las que se consiguen normalmente con los aceros rápidos después del temple y revenido.



Un horno eléctrico vertical para la nitruración de cigüeñales.

CAPITULO XV

ENDURECIMIENTO POR TEMPLE SUPERFICIAL

136. Calentamiento por llama oxiacetilénica

Este proceso, conocido con el nombre de «Shorter process», «Shortering», «Flameado» o «temple con llama oxiacetilénica», se emplea con mucho éxito para endurecer superficialmente ciertas piezas de acero que, por su forma o dimensiones, no pueden ser endurecidas por otros métodos.

El procedimiento consiste en templar determinadas zonas de las piezas, calentándolas con una llama oxiacetilénica y enfriándolas luego rápidamente.

Para conseguir que las capas duras queden bien adheridas al resto del material y para evitar posibles desconchamientos superficiales, debidos a una transición demasiado brusca de las zonas duras a las blandas, conviene que el contenido en carbono de los aceros esté comprendido entre 0,30 a 0,60 % de C.

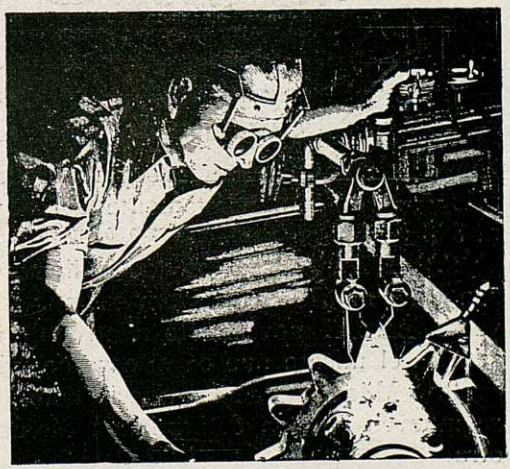


Figura 337
Endurecimiento superficial de engranajes por llama oxiacetilénica.

Se emplean instalaciones, que constan de uno o varios sopletes que calientan las partes de las piezas que se desea endurecer y varios chorros de agua o depósitos auxiliares que enfrían rápidamente las zonas calientes que quedan templadas y con gran dureza. El foco de calor o la pieza se mueven constante o alternativamente para calentar y templar sucesivamente todas las zonas que hay que endurecer. En las pri-

mitivas instalaciones el movimiento de la llama se hacía a mano, pero ahora se usan máquinas automáticas con las que se consigue una gran regularidad en los resultados. El enfriamiento se hace generalmente con chorro de agua, aunque algunas veces también se realiza con corriente de aire a presión o introduciendo las piezas en un depósito de agua o aceite.

Las diferentes clases de instalaciones que se utilizan para este tratamiento se pueden clasificar en cuatro grupos:

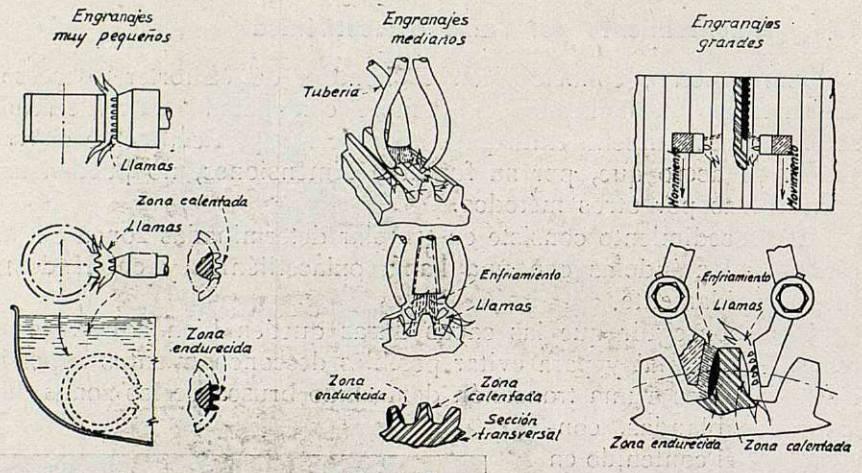


Figura 338

Procedimientos usados para el temple de engranajes por llama oxiacetilénica.

1.° Máquinas en las que las piezas permanecen quietas y la llama se mueve sobre la superficie que se va a templar, seguida más o menos inmediatamente del aparato de enfriamiento (figura 338 B).

2.° Máquinas en las que la llama y el aparato de enfriamiento son estacionarios y la pieza se mueve (fig. 337). El trabajo es inverso, pero el movimiento relativo de la pieza con respecto al aparato es el mismo que en el caso anterior.

3.° Máquinas en las que la llama y el aparato de enfriamiento se mueven en una determinada dirección y la pieza se mueve en otra.

4.° Máquinas en las que se aplica la llama durante el tiempo necesario para que el acero alcance la temperatura de temple, luego se retira cuando se ha terminado el calentamiento de una zona y entonces se acerca el aparato de enfriamiento que templa la zona caliente o se introduce la pieza en un depósito de agua (fig. 338 A).

Luego se siguen calentando y templando sucesivamente en la misma forma todas las demás zonas que se han de endurecer.

En las tres primeras instalaciones el temple es progresivo, regulándose la velocidad de calentamiento por el tipo del soplete, el tamaño de la llama y la velocidad del movimiento. La intensidad del temple se regula por la distancia del chorro de agua al quemador, o sea, por el tiempo que transcurre desde que el acero alcanza la temperatura de temple hasta que comienza el enfriamiento con el chorro de agua.

Empleando las máquinas del cuarto grupo, el calentamiento y el temple son separados y consecutivos. La velocidad de calenta-

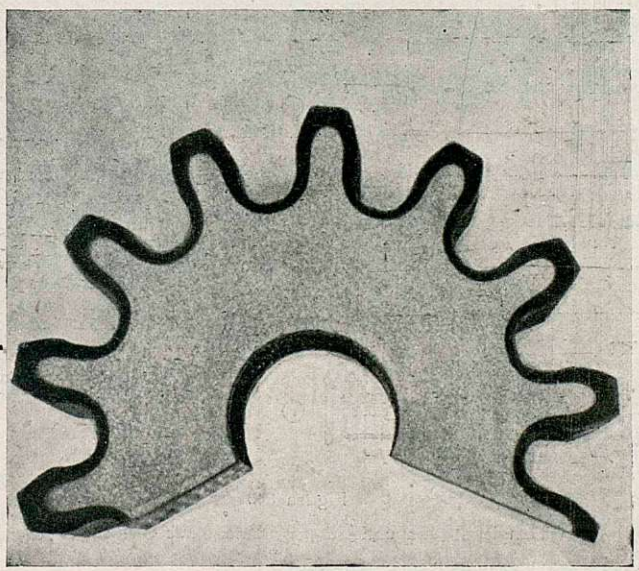


Figura 339

Sección transversal de un engranaje templado con llama oxiacetilénica.

miento es regulada por el tamaño de la llama y la intensidad del temple por el intervalo que transcurre desde el momento en que se quita la llama hasta que se inicia el enfriamiento.

Hasta aquí nos hemos referido a calentamientos con llama oxiacetilénica, porque es la más empleada; sin embargo, algunas veces, también se utilizan para el calentamiento en lugar de acetileno

gas del alumbrado, gas natural y otros gases derivados del petróleo y de la gasolina.

137. Ventajas del temple oxiacetilénico

El temple oxiacetilénico es muy utilizado para el endurecimiento de elementos de máquinas y de estructuras que, por su tamaño y forma, no pueden ser templados por otros procedimientos. Especialmente en el caso de grandes piezas, que por su volumen no pueden ser introducidas en los hornos de temple, se utiliza este procedimiento con gran éxito. Además, empleando este sistema se puede endurecer, si se se desea, sólo la parte superficial de las piezas, sin afectar las propiedades del corazón (fig. 339).

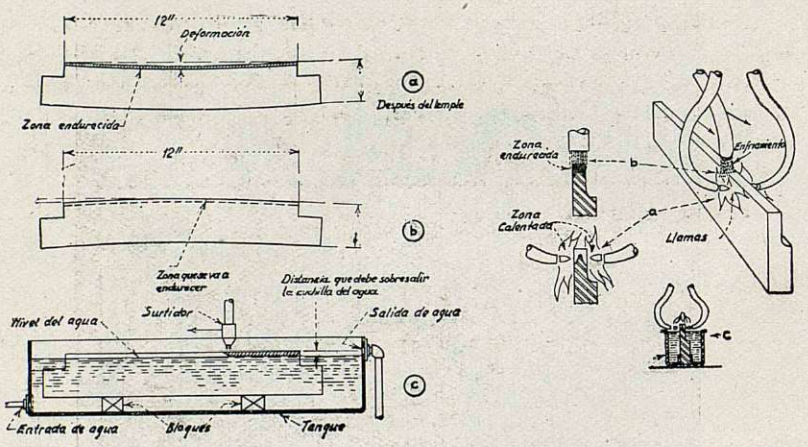


Figura 340

Temple de una cuchilla por llama oxiacetilénica.

Cuando se utiliza este método para templar piezas de gran tamaño las deformaciones que se producen son muy pequeñas, porque se calienta sólo una pequeña parte de las piezas, y el resto, que está frío, tiene suficiente resistencia y rigidez para impedir cualquier deformación importante del material.

Este procedimiento es muy útil cuando se desea endurecer sólo determinadas zonas de las piezas. Tomando precauciones especiales y utilizando utillaje adecuado se obtienen mejores resultados que con el calentamiento en hornos.

En la figura 340 puede verse el proceso que se sigue para el temple de cuchillas. En la figura *a* se señala la forma que toma

una cuchilla recta después del temple, cuando para el calentamiento del filo cortante se ha empleado el procedimiento oxiacetilénico.

En la figura *b* se indica la forma que debe darse a la cuchilla para compensar las deformaciones que se producen en el temple y conseguir que después del tratamiento queden rectas, y en la figura *c* se ven los dispositivos empleados para el temple de esta clase de cuchillas.

138. Clases de aceros

Aunque puede emplearse el procedimiento oxiacetilénico para templar todos los aceros de más de 0,30 % de carbono, no se suelen utilizar contenidos en carbono superiores a 0,60 % por el peligro de que se desconchen las capas duras.

Cuando interesa conseguir únicamente gran dureza superficial, basta con emplear aceros al carbono. Sin embargo, cuando además de la dureza superficial interesa que el núcleo quede con características relativamente elevadas, deben utilizarse aceros aleados.

En la tabla XLI se da una lista de algunos de los aceros más empleados para el temple por llama oxiacetilénica y las durezas que con ellos se pueden conseguir.

TABLA XLI

C	Mn	Si	Rockwell C
0,35	0,80	0,25	53
0,35	1,45	0,30	55
0,46	0,68	0,18	59
0,48	0,69	0,30	60
0,55	0,74	0,22	62
1,00	0,30	0,26	63

Composición de algunos aceros muy utilizados para la fabricación de piezas, que se endurecen superficialmente por temple oxiacetilénico y máximas durezas que se suelen conseguir.

Las profundidades de la capa dura que se obtienen industrialmente, suelen variar de 1 a 6 mm. y dependen en cada caso de la clase de acero y de la forma de efectuar el tratamiento. La velocidad de avance de la llama suele variar de 50 a 200 mm. por minuto y la máxima dureza que se alcanza superficialmente, depende siempre del contenido en carbono del acero.

Cuando se emplean aceros de alta aleación, la profundidad de la dureza que se obtiene es mayor que en los aceros al carbono, ya que la penetración de temple aumenta con los elementos aleados y la variación de la dureza de la periferia al centro es menos brusca. El tiempo requerido para el calentamiento depende de la profundidad deseada. El calentamiento de pequeñas zonas, con profundidades de 1 a 2 mm. se suele conseguir en unos dos minutos aproximadamente.

La profundidad de la dureza se puede regular dentro de ciertos límites con gran facilidad, modificando la composición del acero, la forma de las piezas, las características del soplete, la intensidad de las llamas y la severidad del medio de enfriamiento.

139. Calentamiento por corrientes de inducción de alta frecuencia

Este procedimiento se utiliza para endurecer superficialmente pequeñas piezas de acero, por temple de su zona periférica. El calentamiento por corrientes de alta frecuencia se efectúa en muy pocos segundos, pudiéndose además si se desea, localizar el tratamiento en zonas muy limitadas.

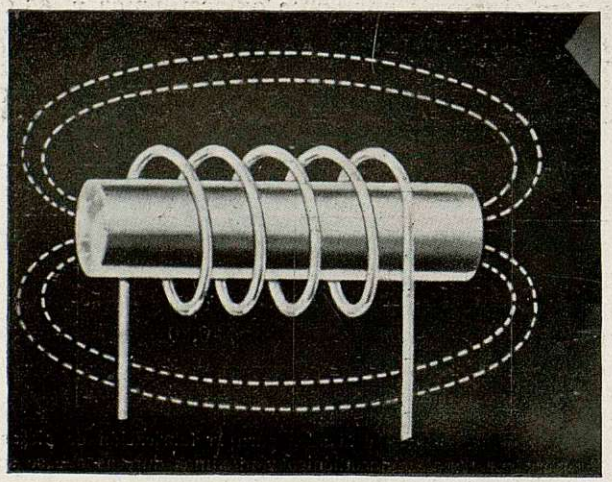


Figura 341

Al pasar la corriente eléctrica por las espiras se crea un campo magnético que atraviesa el acero.

Las piezas se colocan en el interior de una espira, o conjunto de espiras de forma apropiada, a través de las cuales se hace pasar una corriente eléctrica de alta frecuencia que calienta las piezas a elevada temperatura. Luego se enfrían rápidamente con ducha de agua o introduciéndolas en un recipiente de agua o aceite. Las espiras están constituídas por un tubo de cobre refrigerado interiormente por agua. La corriente eléctrica crea en el interior de las espiras un campo magnético alternativo (fig. 341), que a su vez da

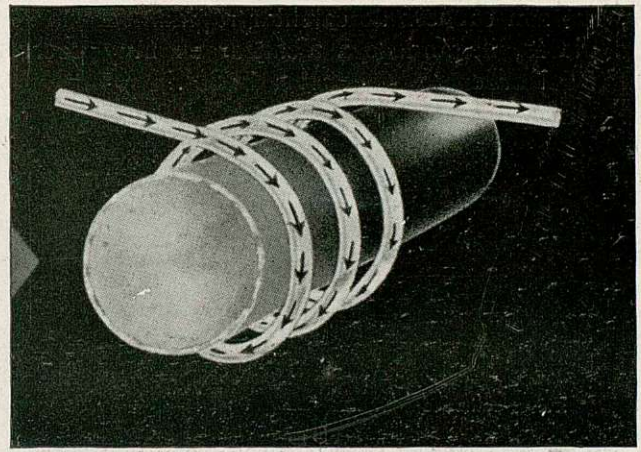


Figura 342

La capa periférica de las piezas de acero se calientan rápidamente al ser atravesadas por corrientes eléctricas inducidas de alta frecuencia. (Corrientes de Foucault.)

lugar a corrientes eléctricas alternativas de alta frecuencia en las piezas, que son suficientes para calentar el acero (fig. 342).

Un circuito de calentamiento por inducción es fundamentalmente un transformador, en el que el primario está constituído por las espiras a través de las cuales pasa la corriente alterna y el secundario por la pieza que se va a calentar y que se coloca en su interior.

El calentamiento de las piezas de acero se efectúa en este proceso como consecuencia de dos fenómenos distintos:

1.° Por histéresis.—Bajo la acción del campo magnético las pequeñas partículas de hierro tienden a polarizarse en un determinado sentido, creándose en cada una de ellas un polo norte y un

polo sur. Al variar el sentido del campo con mucha frecuencia, las pequeñas partículas tienden a seguir esas variaciones, modificándose la situación de sus polos y creándose una gran fricción molecular interna que desarrolla calor y que al disiparse a través de la pieza eleva su temperatura. En el temple de los aceros por alta frecuencia, el calentamiento por histéresis tiene muy poca importancia.

2.° Por corrientes de Foucault.—En la periferia de las piezas sometidas a campos magnéticos alternativos de alta frecuencia, nacen unas corrientes periféricas circulares llamadas «corrientes de Foucault», que son capaces de calentar rápidamente la zona periférica de las piezas, llegándose a alcanzar en muy pocos segundos temperaturas del orden de los 800° a 1.000°.

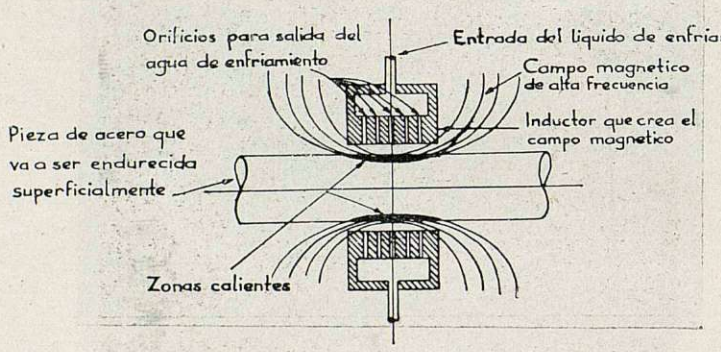


Figura 343

Esquema de un dispositivo para el endurecimiento superficial de barras de acero calentadas por corrientes de alta frecuencia.

En el temple de los aceros, el efecto de histéresis que es casi despreciable, no ejerce además ningún efecto cuando la temperatura de la pieza sobrepasa el punto A_2 (768°), porque a partir de esa temperatura el acero es amagnético. Entonces el calentamiento se efectúa exclusivamente por corrientes de Foucault, actuando el acero de la periferia de las piezas como una resistencia, que se calienta al paso de una corriente eléctrica de acuerdo con la ley de Joule. El calor desarrollado será proporcional a : RI^2, siendo R la resistencia del circuito e I la intensidad de corriente que le atraviesa.

Cuando la temperatura del acero sobrepasa los 768°, cesa el efecto de histéresis y continúan desarrollándose las corrientes de Foucault, aunque su efecto se reduce a medida que aumenta la temperatura. Esto es una ventaja, pues automáticamente se evita el sobrecalentamiento excesivo de la periferia de las piezas.

140. Instalaciones para el calentamiento

Para generar corrientes de alta frecuencia para el calentamiento de las piezas de acero, existen tres tipos de instalaciones: 1.° Motor generador. 2.° Generadores con válvulas termoiónicas; y 3.° Generadores de chispa.

1.° MOTOR GENERADOR.—Se emplean para frecuencias relativamente bajas de 60 a 25.000 ciclos por segundo, con capacidades variables desde 5 kw. hasta varios cientos de kilovatios. Se utilizan, en general, para grandes profundidades de calentamiento, variables desde 1,5 a 5 mm.

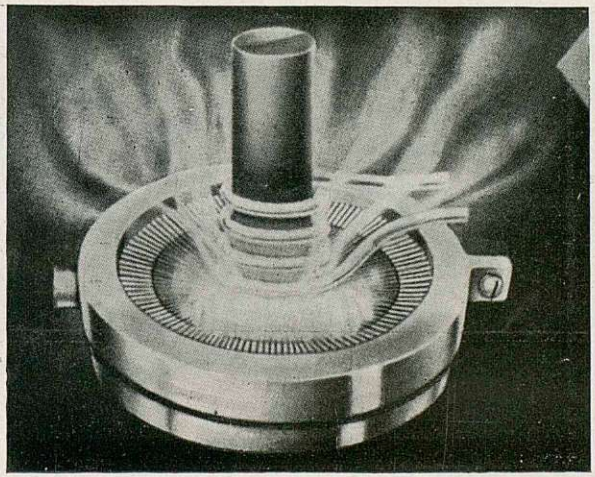


Figura 344

Temple por alta frecuencia de barras de acero.

2.° GENERADORES DE VÁLVULAS.—Se emplean para frecuencias muy elevadas desde 100.000 a 5.000.000 de ciclos por segundo, con capacidades de 5 a 100 Kw.

3.° GENERADORES DE CHISPA.—Se utilizan para frecuencias muy elevadas desde 20.000 a 1.000.000 de ciclos, con pequeñas capacidades de 5 a 40 Kw.

De las tres clases de instalaciones, las dos primeras son las más utilizadas, empleándose generalmente para grandes espesores el motor generador y para pequeños espesores, los generadores de válvulas.

141. Dispositivos de temple

En las instalaciones de temple por corrientes de alta frecuencia, se emplean los más variados dispositivos para el calentamiento y enfriamiento de las piezas. En las figuras 343 y 344 se ven dos tipos de aparatos muy empleados para el temple de barras. Al avanzar la pieza y pasar a través de las espiras se calienta el acero de la zona periférica, que luego se templa al ser enfriado por los chorros de agua que están dispuestos muy próximos a la espira.

En la figura 345 se ve el método empleado para templar engranajes. Las superficies de los dientes que se desea endurecer, son

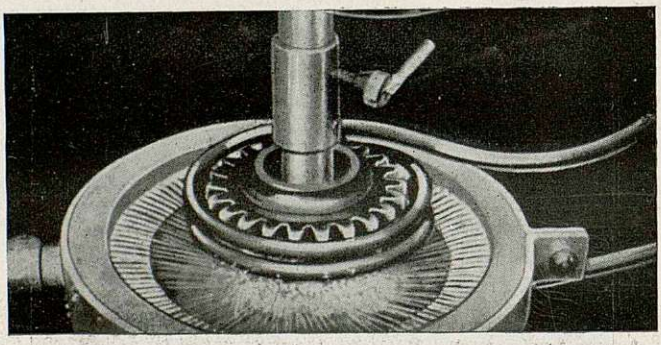


Figura 345
Temple por alta frecuencia de engranajes.

calentadas al ser colocada la pieza dentro de las espiras y luego al desplazarse hacia abajo, los surtidores de agua especialmente dispuestos para ello, templan la zona que estaba caliente.

La disposición de las espiras debe ser adecuada a la forma de la pieza y al método de trabajo adoptado.

En las figuras 346 y 347 se ven dos instalaciones en las que las piezas van colocadas en cintas transportadoras. En una de ellas se calientan varias piezas a la vez, y en la otra cada pieza se calienta individualmente, empleándose en cada caso diferente disposición de las espiras.

Empleando instalaciones de alta frecuencia se pueden templar muchas piezas de pequeños motores y máquinas en mucho menos tiempo que el que se necesita utilizando cualquier otro medio de calentamiento. En la figura 348 se ven 75 piezas de un grupo motor compresor que han sido templadas en instalaciones de alta fre-

cuencia. Para templar 100 bulones de los de mayor tamaño en un horno de mufla, se necesitan quince horas, y empleando corrientes de alta frecuencia, se templan en cuatro horas.

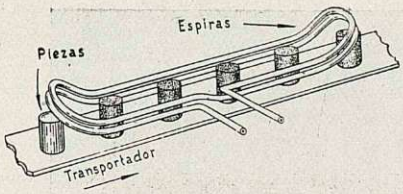


Figura 346

Calentamiento continuo de piezas de acero por alta frecuencia.

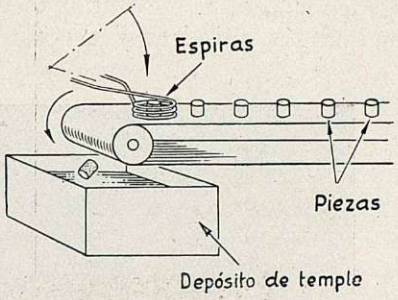


Figura 347

Temple de pequeñas piezas de acero por alta frecuencia.

Para cada apoyo de leva se necesitan tres minutos empleando hornos de mufla y bastan quince segundos calentándolos por alta

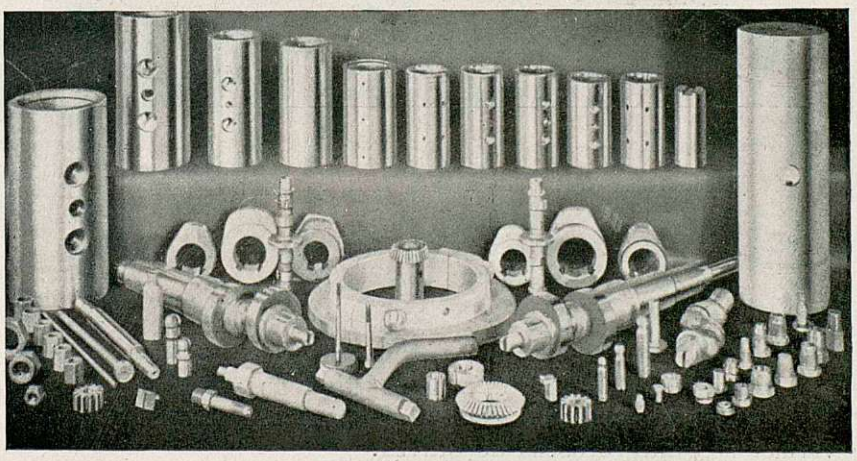


Figura 348

Diversas piezas templadas por alta frecuencia.

frecuencia. En las diversas piezas de la figura, el ahorro de tiempo conseguido varía de la tercera a la vigésima parte.

Para el temple de muelles también se emplea con éxito el calentamiento por alta frecuencia. Una de las instalaciones más usadas es la de la figura 349. El muelle queda rodeado por las espiras de cobre apoyado en dos cilindros móviles que le hacen girar alrededor de su eje durante el calentamiento. Terminado éste, se separan los cilindros y cae el muelle al depósito de enfriamiento.

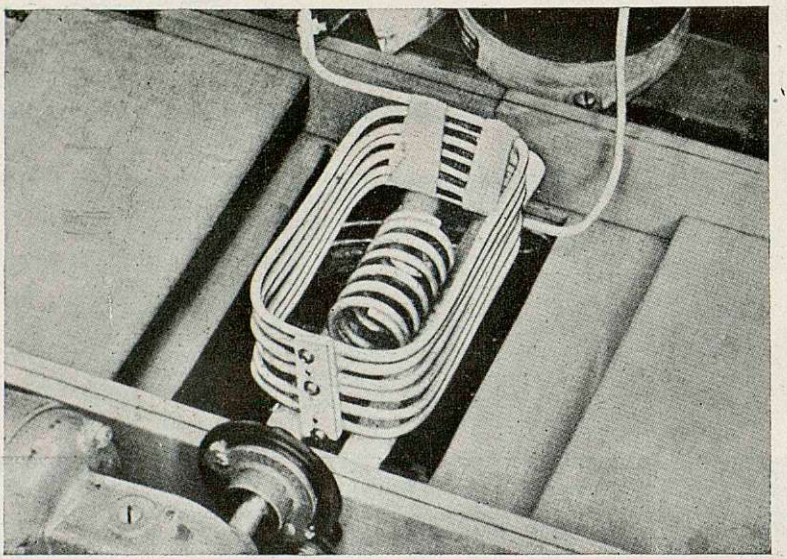


Figura 349
Instalación para el temple de muelles por alta frecuencia.

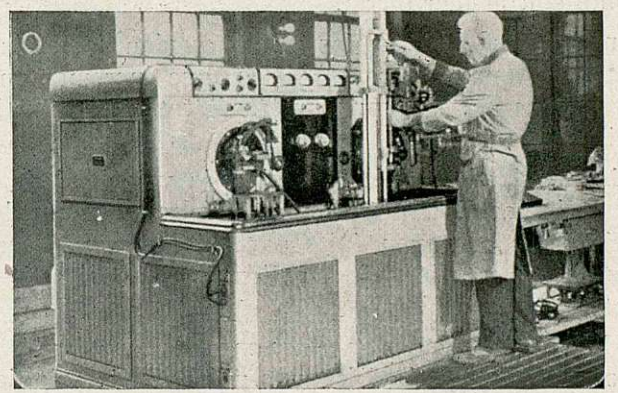
Los inconvenientes más importantes del temple por alta frecuencia son: 1.° el elevado costo de las instalaciones, 2.° la necesidad de preparar en cada caso dispositivos adecuados para cada clase de trabajo, 3.° la gran velocidad de calentamiento y, 4.° la gran diferencia de temperaturas que existe en un momento determinado en zonas muy próximas de las piezas, que dan lugar luego a variaciones muy bruscas de dureza.

142. Control de la profundidad de calentamiento

La profundidad de calentamiento que se consigue utilizando instalaciones de alta frecuencia, depende principalmente de tres variables: Frecuencia, potencia y tiempo. Modificando esas carac-

terísticas se pueden utilizar las más variadas combinaciones para conseguir, en cada caso, los mejores resultados.

Para dar una idea de la influencia que cada uno de esos factores ejerce en el calentamiento, a continuación citamos algunos ejemplos en los que al mantener constantes dos factores, se ven las variaciones que se consiguen modificando el tercero. Los resultados corresponden a barras de 25 mm. de diámetro.



Instalación para el temple de piezas por alta frecuencia.

Variación de frecuencia.—Utilizando una instalación de 20 Kw. y un segundo de calentamiento se obtiene con 500.000 ciclos, 2 milímetros de profundidad y con 2.000.000 de ciclos 1 mm. de profundidad.

Variación de la potencia.—Con medio segundo de calentamiento y 500.000 ciclos se obtiene con 20 Kw., una profundidad de 2,2 mm., y con 40 Kw. la profundidad es de 3,1 mm.

Variación del tiempo.—Con una instalación de 20 Kw. y 500.000 ciclos se obtiene con un segundo, 2 mm. de profundidad y con dos segundos, 2,9 mm.

143. Bombardeo de perdigones

Aunque esta operación no es un tratamiento térmico, la incluímos en este capítulo por considerarla, como una de las más interesantes entre las que se utilizan hoy en la industria para mejorar el rendimiento de los aceros.

El procedimiento, que consiste en bombardear la superficie de las piezas con pequeñas bolas de acero, se emplea, principalmente para aumentar la resistencia a la fatiga de numerosas piezas de máquinas y motores. El efecto que se consigue en este proceso es el mismo que se obtenía antiguamente, cuando se batían las espadas en frío con el extremo redondeado de los martillos. El método de trabajo ha sido modernizado y los resultados que se obtienen con el bombardeo de perdigones, es muy parecido al que se obtenía antiguamente con el martillado.

Las zonas superficiales de las piezas quedan sometidas a grandes esfuerzos de compresión residuales, que incrementan la resistencia a la fatiga y evitan gran número de roturas que se inician en la superficie de las piezas.

Controlando el tamaño de las bolas, la velocidad de choque y el número de impactos por centímetro cuadrado, se puede emplear este procedimiento con gran éxito para piezas muy diversas como barras de torsión, muelles, ejes, palieres, piñones, cadenas, espárragos y otras muchas piezas.

Rick Hansell cita que en sus ensayos consiguió aumentar la resistencia a la fatiga de diferentes piezas en los siguientes porcentajes: cigüeñales, 900 %; muelles helicoidales, 137 %, y juntas soldadas, 475 %.

Se emplean dos métodos para lanzar las bolas sobre las piezas. En uno de ellos las bolas son arrastradas por un soplado muy enérgico, análogo al del chorro de arena, en el que salen mezclados el aire y las bolas. Otro método consiste en colocarlas en una rueda, que gira rápidamente y de la que salen despedidas por la fuerza centrífuga.

Uno de los procesos donde más éxito ha tenido este procedimiento, ha sido en la fabricación de muelles. Con este tratamiento es posible aumentar el límite de fatiga de 55-70 kg/mm² hasta 80-100 kg/mm², empleándose para muelles fabricados con barras de 6 a 20 mm. de diámetro, presiones de aire de 4 a 6 kg/cm² y perdigones de 0,5 a 1,5 mm. de diámetro. La duración del tratamiento suele variar de 10 a 15 minutos.

CAPITULO XVI

CAMBIOS DE VOLUMEN Y DEFORMACIONES DE LOS ACEROS EN LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

144. Durante los tratamientos térmicos, los aceros sufren variaciones de volumen, y deformaciones bastante importantes que pueden ser debidas a una de las siguientes causas:

1.° Dilatación térmica. 2.° Modificaciones en la microestructura del acero. 3.° Deformación plástica del metal en caliente. Aunque esos cambios en las dimensiones suelen ocurrir casi simultáneamente, para facilitar su estudio los consideraremos cada uno de ellos por separado.

145. Cambios de volumen por dilatación o contracción térmica

Al calentarse un acero, el material se dilata, aumentando progresivamente el volumen de las piezas a medida que se eleva la temperatura.

Los coeficientes de dilatación térmica de la mayoría de los aceros ordinarios, son aproximadamente del mismo orden que el del acero extradulce, que es de 14×10^{-6}, entre 20° y 700°.

Así, por ejemplo, el coeficiente de dilatación de un acero ordinario de 0,15 % de C, en el intervalo 0°-200°, es de $12{,}3 \times 10^{-6}$; de 0° a 400°, es de $13{,}5 \times 10^{-6}$ y de 0° a 600° es de $14{,}2 \times 10^{-6}$.

Esto quiere decir que si una varilla de acero de 100 mm. de longitud se calienta desde la temperatura ambiente (20°) hasta 600° se dilata un 0,82 % $(100 \times 14{,}2 \times 10^{-6} \times (600° - 20°) = 0{,}82$ mm. y queda con una longitud de 100,82 mm. y si se enfría lentamente desde esa temperatura hasta la temperatura ambiente, sufre una contracción de 0,82 % aproximadamente.

146. Cambios de volumen debidos a la modificación de los constituyentes

Cuando un acero al carbono atraviesa en el calentamiento, hacia los 730°-738°, la zona crítica se contrae, y luego, cuando en el

enfriamiento lento, vuelve a atravesarla otra vez hacia los 710°-680°, se dilata.

Estas variaciones de volumen son siempre inversas a las que experimenta el material por las leyes normales de la dilatación térmica que antes hemos estudiado. Es decir, cuando en el calentamiento, el acero al carbono aumenta de volumen por efecto de las leyes de la dilatación, al llegar a la zona crítica se contrae de 0,05 a 0,09 % aproximadamente y en cambio, en el enfriamiento al atravesar la zona crítica, se dilata de 0,01 a 0,08 % aproximadamente.

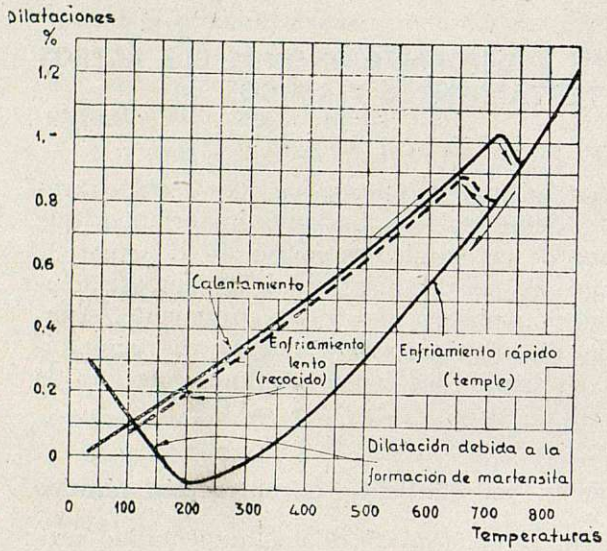


Figura 350

Variaciones de volumen que experimenta un acero de 1 % de carbono en el calentamiento y enfriamiento.

Estos cambios de volumen que ocurren al atravesar las zonas críticas, son debidos a los cambios de estructura, es decir, a la transformación de perlita en austenita, en el calentamiento, y de austenita en perlita en el enfriamiento. Cuando el enfriamiento es lento, estos cambios ocurren a alta temperatura (720°-660°) (figura 350), y no son muy peligrosos porque las modificaciones de medida no son muy importantes y además el acero caliente es plástico y admite bien ciertas deformaciones. En cambio, cuando se templa un acero, la transformación de la austenita ocurre a baja temperatura (50°-350°) y aparecen cristales de martensita en lugar de cristales de perlita.

Entonces la transformación es más peligrosa porque el acero frío no es plástico, el aumento de volumen debido a esta transformación suele ser bastante mayor que el que se presenta cuando la transformación ocurre a los 720°-660° y, además, porque algunas veces sólo ciertas partes de las piezas sufren esa gran dilatación, mientras otras conservan su volumen primitivo.

En el temple se suele presentar un fenómeno parecido al que ocurre en invierno cuando el agua se hiela en las tuberías de conducción y lo mismo que los tubos algunas veces se suelen romper por efecto de la considerable dilatación del agua en el momento de la solidificación, el acero también se suele agrietar por efecto de la gran dilatación que experimenta en el temple.

147. Variaciones en la forma y dimensiones de las piezas debidas a las deformaciones plásticas en caliente

Al calentarse un acero, disminuye mucho el límite de elasticidad, y debido a esta circunstancia el acero caliente se deforma bajo la acción de esfuerzos que en frío no llegarían a ocasionar ninguna deformación permanente. Estas deformaciones permanentes sólo ocurren cuando el material sufre esfuerzos superiores al límite de elasticidad del acero a la temperatura que se encuentre.

148. Algunos ejemplos de deformaciones en los tratamientos

Después de señalar los principales fenómenos que ocurren en el calentamiento y enfriamiento de los aceros, estudiaremos ahora diferentes casos en los que se presentan deformaciones importantes, grandes tensiones y variaciones de volumen que suelen ser el origen de muchas grietas y roturas.

1.° ENFRIAMIENTO EN AGUA POR UNA SOLA ZONA DE UNA PIEZA DE ACERO AUSTENÍTICO.—Comenzaremos estudiando las variaciones de volumen debidas exclusivamente a la dilatación térmica y al desigual enfriamiento de las piezas. Para ello emplearemos un acero de 30 % de níquel que es austenítico a la temperatura ordinaria y que, por lo tanto, no tiene puntos críticos y no experimenta transformaciones microestructurales en el calentamiento ni en el enfriamiento.

Observaremos lo que sucede al enfriar en agua sólo la parte inferior de una pieza de acero caliente a 800°, por ejemplo. Esa pieza, al ser calentada desde 20° a 800°, experimenta una dilatación. Luego, al enfriarse bruscamente en agua únicamente la parte inferior (fig. 351), esa zona se contrae rápidamente mientras la parte superior, que inicia un descenso muy lento de temperatura, se mantiene durante bastante tiempo a temperatura superior a 700°. La contracción de la parte inferior tiende a forzar el material de la zona superior para que tome su forma y dimensiones y como el

acero en esa zona está todavía caliente, se deforma plásticamente hasta alcanzar un cierto grado de equilibrio.

Por fin, poco a poco va descendiendo la temperatura de la pieza hasta que toda ella queda a la temperatura ambiente.

En este momento la pieza tendrá una forma distinta a la inicial, quedando la zona superior más corta por efecto de la deformación

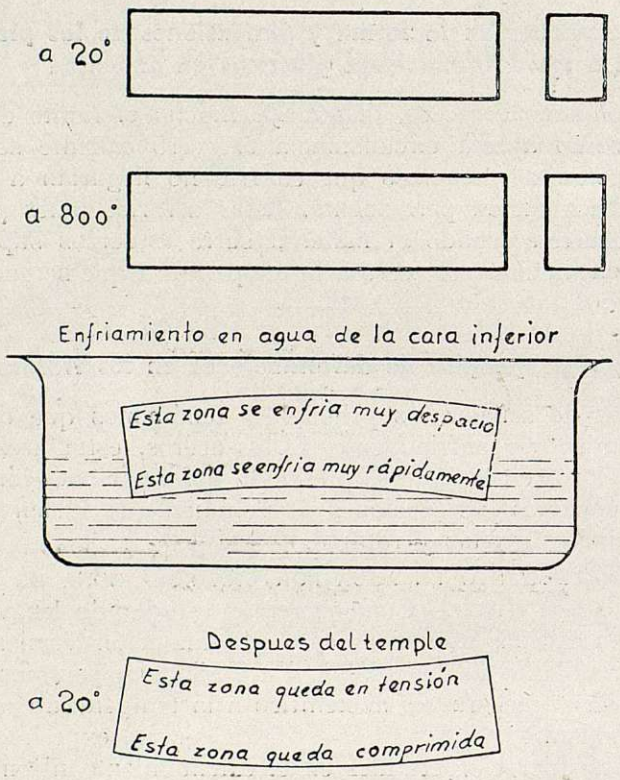


Figura 351

Modificaciones de forma y dimensiones de una pieza de acero austenítico enfriada desigualmente.

permanente que ha sufrido en caliente. Ahora, al quedar la zona superior más corta que la inferior, aquélla tenderá a forzar al material a que igualen sus dimensiones sin conseguirlo porque el material de la parte inferior está frío y no es plástico y quedará la pieza con diferentes dimensiones que antes del tratamiento y con tensiones internas que pueden llegar a romperla. La zona supe-

rior quedará más corta y en tensión y la inferior quedará comprimida.

2.° Enfriamiento en agua de un redondo de 25 mm. de acero austenítico.—Otro caso muy parecido ocurre al enfriar rápida-

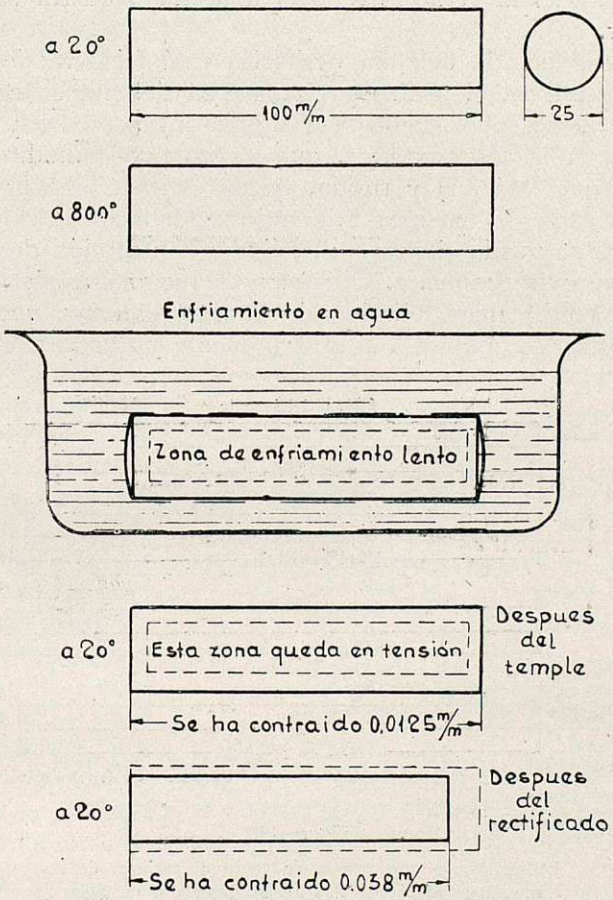


Figura 352

Se crean grandes tensiones en un redondo de acero austenítico enfriado en agua desde alta temperatura.

mente en agua desde alta temperatura un redondo de acero austenítico de 30 % de níquel (fig. 352). En este caso, aunque aparentemente el enfriamiento de la pieza se hace por igual, no sucede así. Tratándose de redondos de más de 20 mm. de diáme-

tro, se acusa el efecto de la masa, enfriándose mucho más rápidamente la periferia que el centro.

En este caso, en el enfriamiento ocurre lo siguiente: Primero se contrae la zona superficial comprimiendo fuertemente al núcleo central, llegando a abombarse ligeramente el cilindro y a tomar forma de barril al verse forzado el material a buscar salida hacia el exterior.

Después, cuando la zona periférica está fría, va descendiendo la temperatura en el centro y el material del núcleo central tiende a contraerse, pero como está ligado íntimamente y forma un conjunto con la capa exterior, que ya no puede modificar su volumen porque está fría y rígida, queda estirando hacia el interior en gran estado de tensión. Midiendo cuidadosamente la longitud de la barra se puede observar una ligera contracción de 0,0125 milímetros aproximadamente. Si tomamos luego esa pieza y la torneamos o rectificamos, eliminando la capa exterior, vemos que el núcleo central se contrae longitudinalmente y queda más corto que

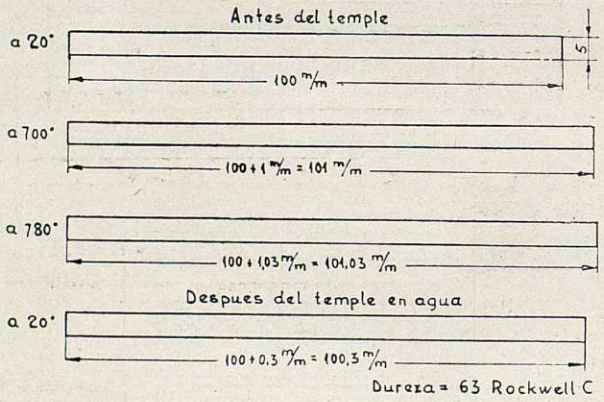


Figura 353

Dilatación de una varilla de acero al carbono de herramientas después de haber sido templada en agua y haberse obtenido una dureza de Rockwell C.

su tamaño inicial. Se contrae 0,038 mm. aproximadamente revelando esta contracción las grandes tensiones que existían después del enfriamiento en el agua, debidas al desigual enfriamiento de la pieza.

3.° TEMPLE EN AGUA Y EN ACEITE DE REDONDOS DELGADOS DE ACERO AL CARBONO DE HERRAMIENTAS.—Al templar un acero al carbono

de 0,90 % de C, se modifican las dimensiones de las piezas debido a dilataciones térmicas, modificaciones de microestructura y a deformaciones plásticas en caliente.

Si se calienta progresivamente hasta 800° una varilla de 100 mm. de longitud y 5 mm. de diámetro, se observa que antes de alcanzar esa temperatura, experimenta un continuo aumento de volumen debido a la dilatación térmica y luego, al llegar a 738° aproximadamente, sufre una contracción debida al cambio microestructural, quedando finalmente a 780°, con una longitud aproximada de 101,03 mm. Luego, al enfriarse el acero rápidamente en agua, se observa que la varilla ha quedado con 100,3 milímetros, longitud mayor que la primitiva y el acero está constituído por cristales de martensita con una dureza de 63-65 Rockwell-C. En el temple martensítico de los aceros al carbono hay siempre aumento de volumen (fig. 353).

Si tomamos ahora una pieza de 100 mm. de longitud y 10 mm. de diámetro del mismo acero y la templamos en aceite (figura 354), obtenemos, en cambio, una estructura troostítica, una dureza de 42 Rockwell-C y vemos que la varilla conserva la misma longitud original. Esto ocurre porque cuando en el temple se obtienen estructuras martensíticas, hay aumento de volumen (fig. 350), y en cambio no hay modificación de volumen o la variación es despreciable, cuando el enfriamiento es lento y se obtienen estructuras troostíticas o sorbíticas relativamente blandas.

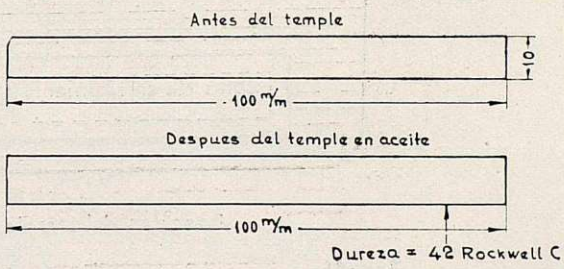


Figura 354

No hay dilatación en una varilla de acero al carbono de herramientas, después del temple en aceite, en el que no se consigue una dureza elevada.

4.° TEMPLE EN AGUA DE UN REDONDO DE 15 MM. DE ACERO DE HERRAMIENTAS AL CARBONO.—Si se toma una barra de 100 mm. de longitud y de 15 mm. de diámetro, de un acero de 0,90 % de carbono y se templa rápidamente en agua, se modifican las dimensiones iniciales de la pieza (figura 355). La periferia se enfría rápidamente ; primero se contrae al disminuir la temperatura y luego se dilata al transformarse la austenita en martensita muy dura. El núcleo central, en cambio, se enfría más lentamente y se contrae, pero sin

llegar luego a experimentar como la periferia la gran dilatación, debida a la formación de los cristales de martensita. En esta zona interior se forma una estructura troostítica blanda que tiende a ocupar menos volumen que el espacio que le ha dejado la envuelta exterior

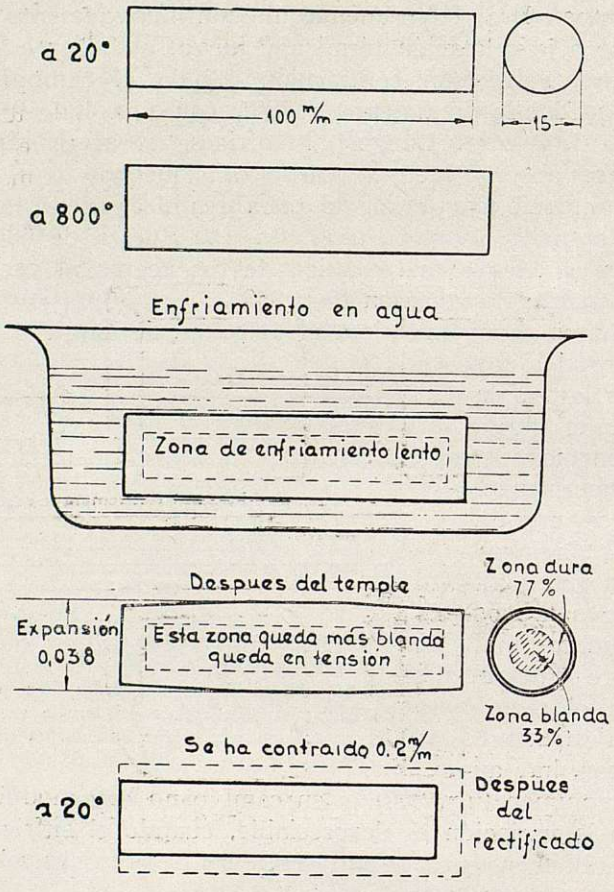


Figura 355

Se crean fuertes tensiones en un redondo de acero al carbono de herramientas templado en agua.

martensítica, quedando, por lo tanto, en tensión. Controlando cuidadosamente las medidas después del temple, se observa que hay una pequeña dilatación en el centro del redondo de 0,038 mm. que le da una ligerísima forma de barril.

El estado de tensión del material del núcleo central, que queda estirando al de la periferia hacia el centro, se comprueba fácilmente. Rectificando el redondo después de templado, hasta eliminar toda la capa exterior dura, vemos que el núcleo central se contrae 0,2 mm. lo que demuestra que el desigual enfriamiento y la formación de diferentes constituyentes han dado lugar a diferentes estructuras que han ocasionado grandes tensiones en el interior de las piezas.

5.° TEMPLE EN AGUA DE UN CUBO DE ACERO AL CARBONO DE HERRAMIENTAS.—Cuando se templa en agua desde alta temperatura (780°-850°) un cubo de acero de 50 mm. de lado, los vértices y las aristas se enfrían más rápidamente que el resto de la masa. En la figura 356 se señalan gráficamente esas diferencias de enfriamien-

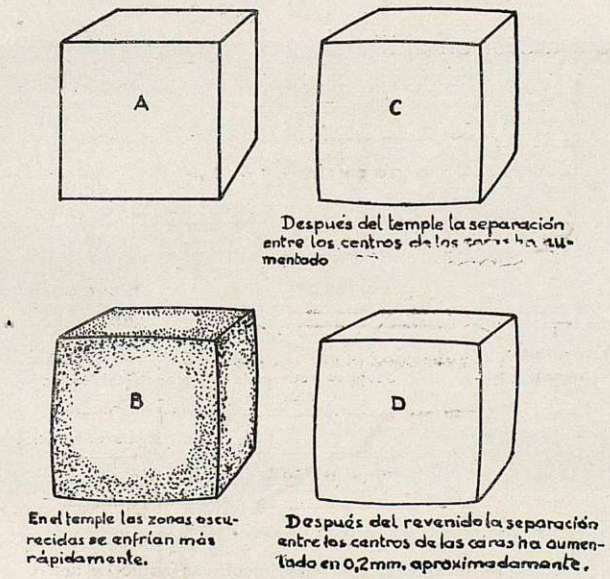


Figura 356

Dilatación que experimenta un cubo de acero de 50 mm. de lado al ser templado en agua.

to. Las zonas que se enfrían rápidamente, al seguir las leyes de la dilatación y contracción térmica, disminuyen de volumen cuando va descendiendo su temperatura y aprisionan al metal caliente del interior, que tiende a salir por el centro de las caras, que como están todavía algo calientes ceden a las presiones internas y se deforman, apareciendo una ligera curva en cada una de las seis caras (B).

Después, cuando el centro va perdiendo temperatura, el material tiende a contraerse y se desarrollan esfuerzos de tracción hacia el corazón. Comprobando las dimensiones cuando el metal está frío se observa que cada una de las caras del cubo ha cedido un poco hacia el exterior, aumentando la distancia que hay entre ellas en 0,1 mm. (C). Si finalmente se da a la pieza un revenido a 225°, se observa que la distancia entre las caras opuestas ha aumentado y es ahora 0,2 mm. mayor que la inicial. Esto sucede porque con el revenido se eliminan gran parte de las tensiones que tenía el material al quedar el acero templado y el cubo sufre una ligera dilatación, a pesar de que en el revenido los aceros generalmente se contraen.

6.° TEMPLE DE ANILLOS DE ACERO POR UN CHORRO DE AGUA POR EL INTERIOR.—En las piezas de acero de forma anular se presentan también grandes tensiones cuando son templadas sólo por el interior.

Calentando a 850° un anillo de acero austenítico de 30 % de níquel, de 50 mm. de diámetro exterior y 15 mm. de interior y ha-

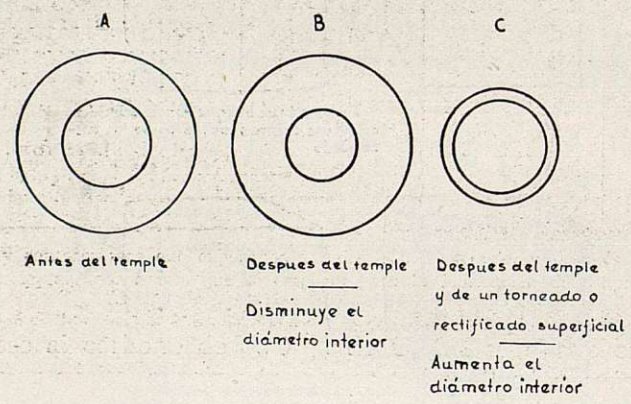


Figura 357

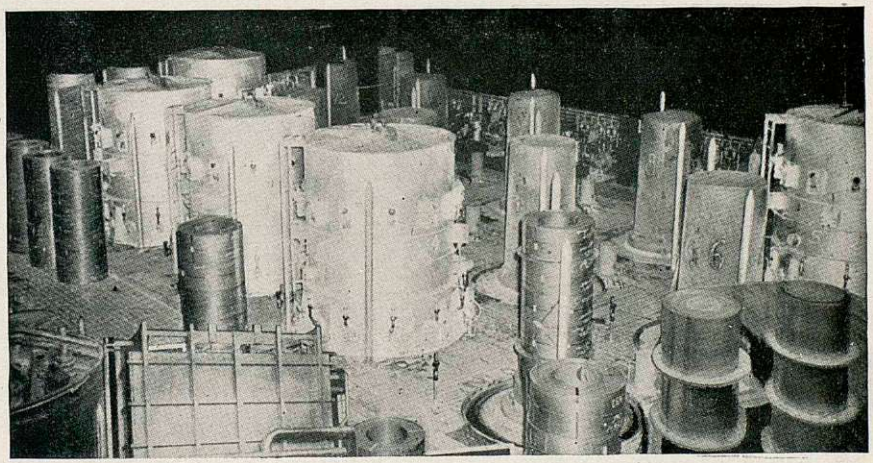
Variaciones de medida que experimenta un anillo de acero, templado con un chorro de agua por la superficie interior.

ciendo pasar por el agujero un chorro de agua, se observa que se enfrían rápidamente las capas interiores, mientras las exteriores están todavía al rojo. Esta contracción forzará al metal caliente plástico de las capas externas hacia la zona central. Luego, al enfriarse la zona periférica, no podrá contraerse todo lo que debía por efecto de las leyes de dilatación y contracción térmica, por impedirlo la zona interior fría y rígida, que quedará fuertemente comprimida por efecto de la presión que sobre ella ejercerán las capas exteriores.

Estas fuertes presiones al actuar sobre la zona interior que estará fría y que habrá quedado con el diámetro inicial la comprimen y hacen que disminuya el diámetro interior del anillo.

El efecto de estas tensiones internas se puede observar perfectamente midiendo el diámetro del agujero después del temple, cuando toda la pieza está fría y luego, después de haber eliminado por torneado o rectificado las capas exteriores. Entonces se ve que el diámetro interior aumenta 0,042 mm., lo que indica que antes el material estaba comprimido.

Con un acero al carbono de herramientas las tensiones que se crean son más intensas que en el caso del acero austenítico de 30 % de níquel y la expansión de 0,064 mm. que experimenta el diámetro interior después del rectificado, es también mayor.



Instalación para el recocido de fleje con hornos de campana.

149. Influencia de la composición.

La dilatación y contracción térmica, los cambios microestructurales y las deformaciones plásticas son, como acabamos de ver, las causas que originan las deformaciones y variaciones de volumen en el temple. Estas variaciones dependen de la composición del acero, de la temperatura de temple, de la velocidad de calentamiento, del tamaño y forma de las piezas y del medio de enfriamiento.

La influencia de la composión es también muy importante y por

esta causa, cuando interesa que en el temple las deformaciones sean las mínimas posibles, se usan los aceros indeformables que apenas acusan variación en sus dimensiones.

Las dilataciones que experimentan después del temple, y después del temple y revenido, los aceros más utilizados para la fabricación de troqueles, matrices, machos de roscar de precisión, fresas, etc., se pueden ver en la Tabla XLII.

TABLA XLII

TIPO DE ACERO	Dilatación lineal		Temperatura de revenido
	Después del temple	Después del temple y revenido	
Acero al carbono de 0,90 % de C	0,300 %		
Acero indeformable de 1 % de Mn	0,092 %	0,035	180°
Acero indeformable de 1 % de carbono y 5 % de cromo	0,080 %	0	525°
Acero indeformable de 12 % de Cr	0,060 %	0	300°
		— 0,03	425°
		0	500°

Dilataciones y contracciones que experimentan, después del temple, y después del temple y revenido, algunos aceros que se emplean para la fabricación de troqueles.

El acero al carbono de 0,90 % de C, fué templado en agua y los demás en aceite, consiguiéndose en todos ellos después del temple durezas comprendidas entre 63 y 66 Rockwell C.

CAPITULO XVII

TAMAÑO DE GRANO

150. Desde hace muchos años se sabe que existe cierta relación entre la tenacidad de los aceros y el tamaño de grano. Siempre se han preferido los aceros de grano fino, porque las herramientas y piezas fabricadas con esos aceros, tienen mayor tenacidad que las fabricadas con aceros de grano grueso.

Réaumur observó en sus trabajos hacia el año 1722, que al aumentar la temperatura de temple de los aceros, el grano de las fracturas era cada vez más grosero, a la par que el acero se hacía más frágil. También señaló que en los aceros de grano fino la penetración del temple era menor que en los aceros de grano grueso.

Con el transcurso del tiempo se fué dando cada vez más importancia en los aceros, al tamaño de grano, y hacia 1920, se iniciaron en América y en Suecia una serie de trabajos sobre esta materia. La empresa sueca Uddeholms Aktiebolaget, estableció en 1926 una clasificación de fracturas, calificándolas según su aspecto del 1 al 5. Más tarde, en 1927, bajo la dirección de Ragnar Arpi y con la supervisión de Jernkontoret, se completó y amplió la calificación de las fracturas del 1 al 10.

Por aquellos años Mc Quaid y Ehn al estudiar los aceros de cementación, observaron que en la superficie de algunos aceros después de cementados y templados, aparecían puntos blandos. Al examinar con el microscopio las capas cementadas de esos aceros (cuando después de la cementación eran enfriados lentamente), descubrieron que sus estructuras eran siempre de grano fino.

En cambio en otros aceros las durezas eran muy elevadas y uniformes, y observaron que estos últimos después del enfriamiento lento, quedaban con grano grueso.

En esos dos grupos de aceros, que se comportaban de distinta manera, comprobaron que la distribución de la ferrita y de la cementita de la capa periférica, era también diferente. En los aceros de grano fino, aparecían con frecuencia la cementita y la ferrita desordenadas, formando zonas coalescentes, mientras que en la zona

cementada de los aceros de grano grueso, aparecían esos constituyentes formando estructuras laminares, rodeadas por una red muy bien formada de cementita. A los aceros del primer grupo se les llamó anormales, y a los otros normales.

B. F. Shepherd, de la Ingersoll Rand Company, dió a conocer en 1934 otro nuevo procedimiento para determinar la penetración de temple y la apariencia de la fractura en los aceros de herramientas al carbono, que tiene ciertas semejanzas con el propuesto por la Uddeholms.

Al estudiar estos investigadores ordenada y sistemáticamente estos problemas, se vió que las antiguas preferencias que existían por determinados tipos de aceros y las ideas que se tenían sobre el desigual comportamiento de aceros de la misma composición, eran acertadas, y a partir de esa época, se ha admitido ya sin reservas, la decisiva influencia del tamaño de grano en la calidad de las piezas o herramientas de acero.

En este capítulo, siempre que hablamos de tamaño de grano, nos referimos al tamaño de grano austenítico, es decir, al tamaño de grano correspondiente al momento anterior a iniciarse el enfriamiento cuando el acero está, a temperaturas variables de 750° a 1.000°, en estado austenítico. Como se ha comprobado que este tamaño de grano es el que ejerce influencia más decisiva en el comportamiento de los aceros, es al que se ha dedicado atención preferente, no habiéndose estudiado en cambio, con tanto detalle, las modificaciones que experimentan los granos de ferrita, perlita, etc., por ser su importancia secundaria.

Algunas de las conclusiones más interesantes a que se ha llegado después de los más recientes estudios sobre el tamaño de grano son :

1.ª El tamaño de grano austenítico, es un factor decisivo en la calidad y en el comportamiento de los aceros.

2.ª Cada colada de acero, es decir todo el acero de las barras o piezas fabricadas con una colada, tiene una forma característica de comportarse. Las piezas o herramientas fabricadas con algunas coladas de acero, tienen una tendencia muy marcada a dar después del temple estructuras groseras y son en general frágiles, y las piezas fabricadas con otras coladas que son de grano fino, son en cambio muy tenaces.

3.ª El tamaño de grano austenítico de los aceros, se modifica al elevarse la temperatura y al prolongarse la duración del calentamiento. Si se toman varias barras de una colada de acero que tiene tendencia a dar fracturas finas después del temple a tempe-

ratura normal, y se templan a temperaturas muy elevadas (950° a 1.050°) se observará que después de rotas presentan fracturas groseras.

4.ª En los aceros que después del temple quedan con una dureza superior a 55 Rockwell-C, hay una relación muy estrecha entre el grano de fractura y el tamaño que tenía el grano austenítico en el momento anterior al temple.

5.ª Hay una diferencia muy señalada entre el grano de los aceros, que durante el proceso de fabricación han sido desoxidados con silicio, y el de los aceros que han sido desoxidados con aluminio. Los aceros fabricados con silicio, tienen en general grano grueso, y los fabricados con aluminio, grano fino.

Los resultados comparativos que se obtienen con aceros de la misma composición y diferente tamaño de grano son :

TABLA XLIII

	GRANO FINO	GRANO GRUESO
Templabilidad	poca	mucha
Tenacidad para la misma dureza..	mucha	poca
Deformaciones en el temple	pocas	muchas
Grietas	pocas	bastantes
Tensiones residuales	pocas	bastantes
Maquinabilidad en estado recocido	peor	mejor

Influencia del tamaño de grano en las características de los aceros.

151. Formación y crecimiento de los granos de austenita

Cuando al calentar un acero al carbono o de baja aleación, se sobrepasa el punto crítico Ac_1, una gran parte de la ferrita y de la cementita que contiene el acero se transforman en austenita. Al continuar elevándose la temperatura del acero, los pequeños granos de austenita que se han formado, se desarrollan por absorción de la ferrita o cementita adyacente. El tamaño inicial de los granos de austenita, suele ser relativamente pequeño en todos los aceros, oscilando generalmente entre los números 5 y 8 de la clasificación A. S. T. M.

El proceso de crecimiento de esos cristales, depende mucho del tipo de acero. En los aceros de grano grueso, en cuanto se eleva

la temperatura por encima de la crítica, los primitivos granos de austenita empiezan a crecer, aumentando continuamente su tamaño hasta alcanzar los mayores tamaños.

En la figura 358 se ve cómo en los aceros 3 y 4 a partir de 800°, al aumentar la temperatura, crece progresivamente el tamaño de los granos.

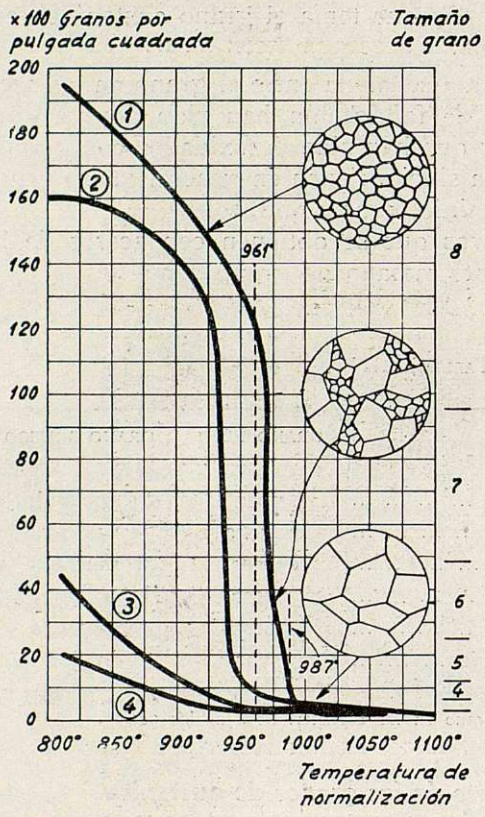


Figura 358

Crecimiento del tamaño de grano en dos aceros de grano grueso y en dos de grano fino, al ser calentados a diversas temperaturas durante una hora.

En la figura 359 también se puede observar que en el acero A ha aumentado sensiblemente el tamaño de los granos al ser calentado a 885°.

En cambio en los aceros de grano fino, al elevarse la temperatura de 100° a 200° por encima de la crítica, aumenta muy poco el tamaño de los granos y permanecen pequeños en esa zona de temperaturas. Luego a partir de una cierta temperatura variable de 925° a 1.000°, el tamaño de los cristales aumenta rápidamente. En la figura 358 se ve que cuando el acero 1 alcanza 961° aproximadamente, se inicia un rápido crecimiento del tamaño de los cristales. A 975° aparecen ya un cierto número de cristales gruesos que crecen y se desarrollan a expensas de los granos finos, y cuando se llega por fin a 987° todos los cristales del acero son ya gruesos. Por lo tanto, en el acero 1 el grano austenítico es fino a temperaturas inferiores a 961°, hay mezcla de granos finos y gruesos entre 961° y 987°, y el grano es grueso a temperaturas superiores a 987°.

En el acero D de la figura 359 ocurre un fenómeno parecido. A

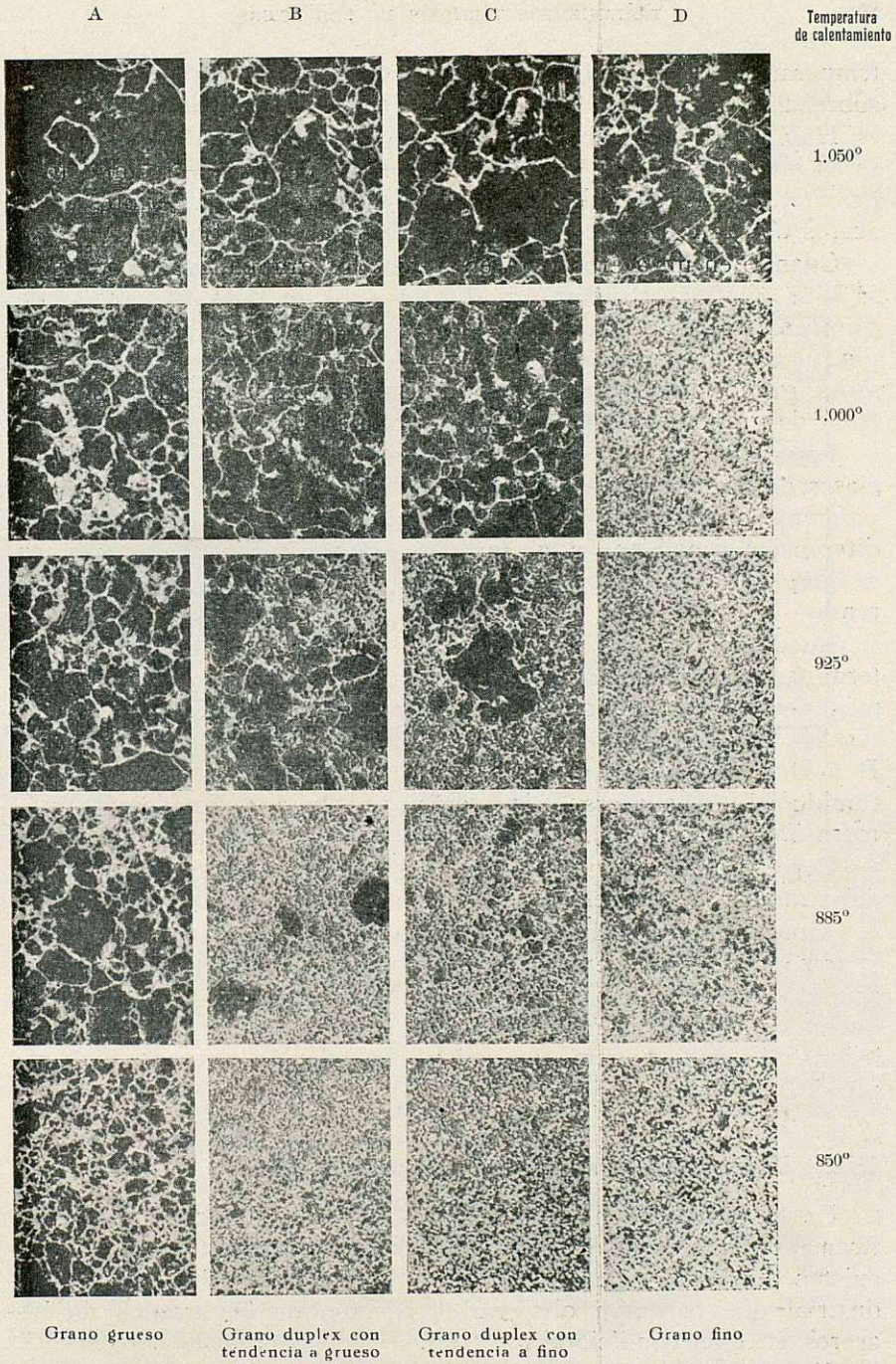


Figura 359
× 50

Crecimiento del tamaño del grano de cuatro aceros al ser calentados durante una hora a diversas temperaturas.

temperaturas inferiores a 1.000° el grano se conserva fino, pero al sobrepasar esta temperatura, los granos se hacen gruesos.

Hay aceros como el B y C de la figura 359 cuyo comportamiento es intermedio entre los citados anteriormente y el crecimiento y desarrollo de los cristales, se hacen a temperaturas superiores a los aceros de grano grueso e inferiores a los de grano fino.

Cuando en un acero aparecen mezclados granos finos y gruesos, se dice que su estructura es duplex y se expresa el tamaño de grano en porcentajes de cada uno de los tamaños. Así, por ejemplo, el acero C (fig. 359), calentado a 925° durante una hora, presenta grano duplex y está compuesto aproximadamente por un 30 % de granos gruesos y 70 % de granos finos.

Estudiando el crecimiento del tamaño de grano en diferentes clases de aceros, se observa que este fenómeno se presenta principalmente en la zona 800°-1.000°, y que a partir de 1.000° no hay diferencias sensibles en el tamaño de grano, de aceros que en cambio en la zona 925°-975° tenían tamaños de grano muy diferentes.

Puede ocurrir que dos aceros que tienen a una temperatura determinada el mismo tamaño de grano, tengan a otra temperatura más elevada el tamaño de grano completamente diferente.

Así, por ejemplo, en la figura 359 se puede ver que los aceros B y D a 885° tienen grano fino, aproximadamente núm. 8, y en cambio a 1.000° el acero B tiene grano grueso, aproximadamente número 3, y el acero D sigue siendo fino con grano núm. 8.

Por eso al señalar el tamaño de grano de un acero, siempre se debe indicar la temperatura de calentamiento empleada.

Aunque hay muchas opiniones sobre las causas que modifican el tamaño de grano en los aceros, todavía no se ha llegado a un acuerdo completo sobre este asunto. Sin embargo, no hay duda que el tamaño de grano depende del proceso de fabricación, y que influye de una manera especial el método de desoxidación empleado.

152. Determinación del tamaño de grano

En la actualidad no hay métodos directos para conocer y calificar el tamaño de los granos de austenita, porque estos granos sólo existen a elevada temperatura y no hay microscopios de tipo industrial que permitan observar el tamaño de los granos de los aceros en esas condiciones.

Sin embargo, es posible hacer esa determinación tomando pre-

cauciones especiales, porque la transformación de la austenita en otros constituyentes se puede verificar de forma que revele su tamaño original. Al conocerse el mecanismo de transformación de la austenita y la forma en que se desarrollan los nuevos constituyentes, ha sido posible establecer métodos en los que se hace esa determinación con ayuda del microscopio o por observación del aspecto de las fracturas.

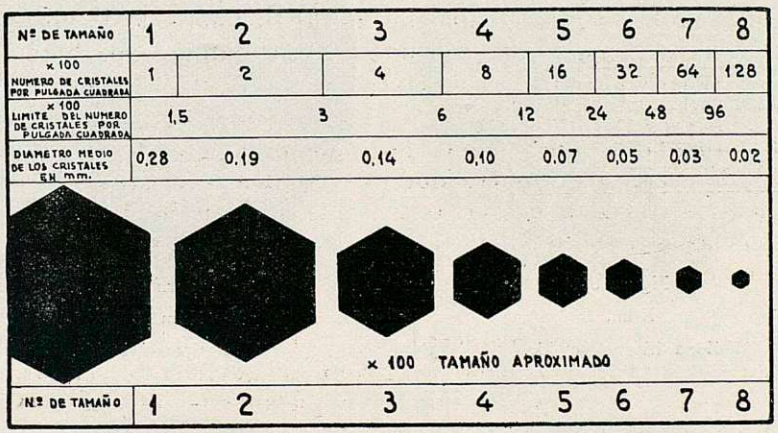


Figura 360

Características de los diferentes tamaños de grano establecidos por la A. S. T. M.

Esos métodos se basan fundamentalmente en los siguientes fenómenos:

1.º En los aceros hipoeutectoides o hipereutectoides cuando la transformación de la austenita se efectúa lentamente, la ferrita o cementita proeutectoides tienden a desarrollarse en el contorno de los granos de austenita.

2.º Cuando el enfriamiento es relativamente rápido, la formación de los constituyentes se inicia también en los contornos de los granos y es posible interrumpir o modificar la transformación de la austenita en un momento dado, para que los constituyentes precipitados destaquen el contorno de los granos primitivos.

3.º En los aceros templados con estructura martensítica, los granos adoptan determinadas orientaciones, que dependen del tamaño de los granos de austenita. Atacando el acero con reactivos especiales, es posible lo mismo que en los metales puros, desarrollar un cierto contraste que permite diferenciar unos granos de otros.

4.° El tamaño de grano austenítico y el tamaño de los granos de fractura de los aceros templados, guardan entre sí una relación muy estrecha.

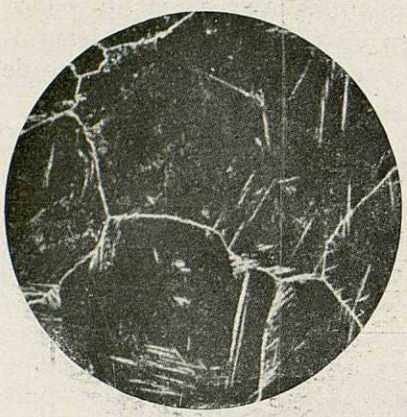


Figura 361
Núm. 1
Zona hipereutectoide.

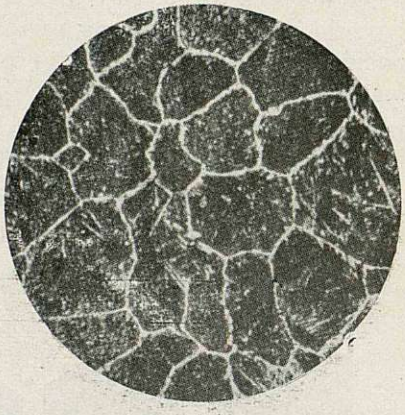


Figura 362
Núm. 3
Zona hipereutectoide.

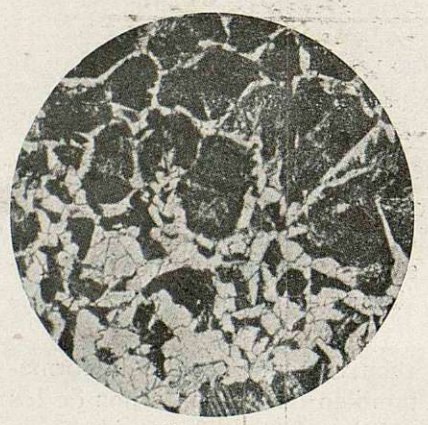


Figura 363
Núm. 1
Zona hipoeutectoide.

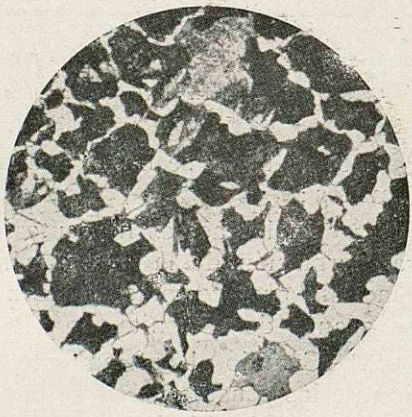


Figura 364
Núm. 3
Zona hipoeutectoide.

Tamaño de grano de los aceros. (×100).

153. Métodos microscópicos

La clasificación del tamaño de grano en las observaciones microscópicas se hace generalmente comparando los granos del acero,

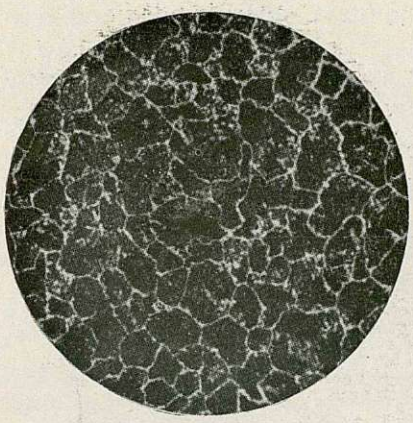


Figura 365
Núm. 5
Zona hipereutectoide.

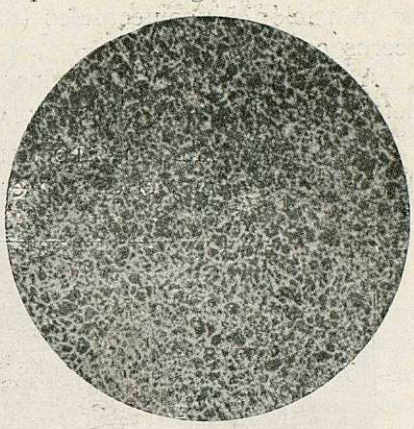


Figura 366
Núm. 8
Zona hipereutectoide.

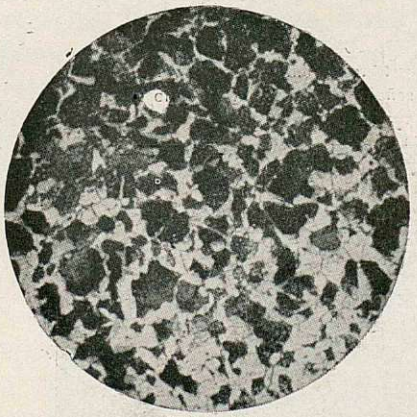


Figura 367
Núm. 5
Zona hipoeutectoide.

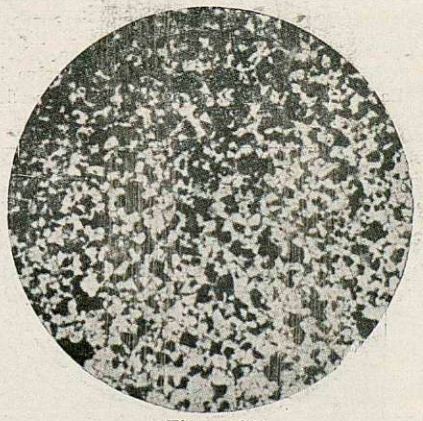


Figura 368
Núm. 8
Zona hipoeutectoide.

Tamaño de grano en los aceros. (×100.)

con una clasificación arbitraria establecida por la A. S. T. M., que está basada en la siguiente fórmula: Número de granos por pulgada cuadrada $=2^{N-1} \times 100$, en el cual el índice del grano es N.

En la figura 360 se puede ver las características correspondientes a cada tamaño, y en las figuras 361 a 368 las microfotografías de varios de ellos. Las figuras 361, 363, 365 y 367 corresponden a las zonas hipereutectoides y las figuras 362, 364, 366 y 368 a las zonas de transición hipoeutectoides (0,50 % de C aproximadamente) de aceros cementados.

A continuación citamos los procesos más recomendables para determinar el tamaño de grano de diversos tipos de aceros.

ACEROS AL CARBONO HIPOEUTECTOIDES.—En los aceros de 0,25 a 0,60 % de carbono, el ensayo es muy sencillo y basta con calentar

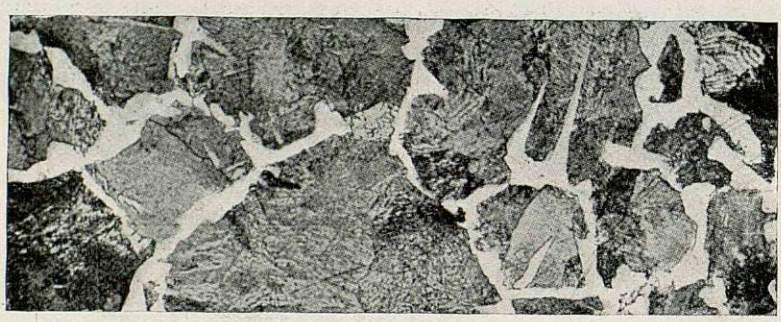


Figura 369

Microestructura de un acero hipoeutectoide enfriado al aire.
La ferrita que limita los granos de perlita, señala el tamaño de grano austenítico.

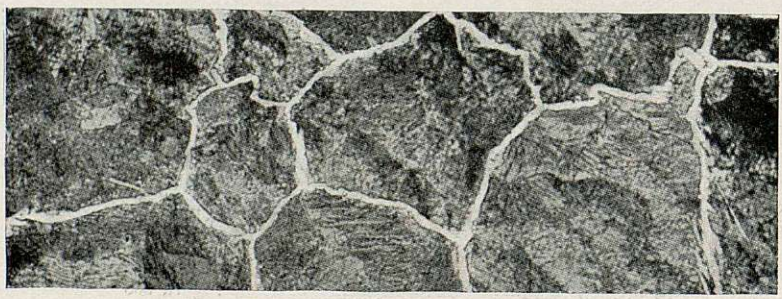


Figura 370

Microestructura de un acero hipereutectoide enfriado lentamente.
La red de cementina muestra el tamaño del grano austenítico.

una probeta de 8 a 15 mm. de lado y luego enfriarla al aire. La temperatura de calentamiento utilizada para el ensayo, suele ser generalmente la que se emplea para el temple.

En el enfriamiento, la ferrita contornea los granos de perlita y forma a su alrededor una red que los envuelve (fig. 369). En los aceros de grano fino, la red que se forma suele ser poco perfecta, pero de todas formas el tamaño de grano aproximado se puede determinar sin ninguna dificultad.

Cuando el contenido en carbono es de 0,70 a 0,90 %, se puede enfriar lentamente hasta 720°-700°, mantener el acero a esa temperatura de diez a quince minutos, para favorecer la precipitación de la ferrita y luego enfriar al aire.

Con estos últimos aceros también se puede emplear si se quiere el procedimiento que señalamos más adelante para los aceros eutectoides.

Aceros hipoeutectoides.—Todos estos aceros, con la excepción de los de cementación, que se ensayan por el método Mc Quaid, pueden ser ensayados por este procedimiento, que consiste en calentarlos hasta la temperatura de austenización, mantenerlos a esa temperatura, enfriarlos lentamente hasta 720° y luego continuar el enfriamiento al aire. Muy buenos resultados se obtienen enfriando lentamente hasta 720°-700°, manteniendo el acero a esa temperatura de treinta minutos a dos horas y enfriando luego al aire. Algunas veces en los aceros muy aleados, conviene mantener el acero más tiempo a 720°-700°, o mejor emplear temperaturas un poco más bajas de 650 a 680° para conseguir la precipitación isotérmica de la ferrita y luego enfriar al aire.

Una práctica también muy recomendable consiste en precipitar la ferrita por enfriamiento hasta 720°-700°, o por mantenimiento del acero a 720°-700° o a temperaturas ligeramente inferiores durante un cierto tiempo. Luego se templa el acero enfriándolo rápidamente desde esas temperaturas en agua o aceite y finalmente se le da un revenido a 400° para que la troostita de color oscuro, que se desarrolla en el interior de los granos, contraste con la ferrita blanca.

Aceros hipereutectoides.—En estos aceros suele ser muy fácil conseguir en el enfriamiento la precipitación de cementita proeutectoide. El enfriamiento hasta los 720°-700° debe ser lento, debiendo observarse las precauciones que se detallan más adelante en el procedimiento Mc Quaid. Si se desea, puede mantenerse el acero un cierto tiempo a esa temperatura y luego se puede ya enfriar al aire (fig. 370).

Una variante de este método consiste en enfriar lentamente, templar a partir de los 700° ó 720° y luego revenir a 400° para desarrollar

en el interior de los granos troostita oscura que contraste con la cementita.

ACEROS EUTECTOIDES.—Como en estos aceros no se puede conseguir la precipitación de redes de ferrita o cementita proeutectoides, hay que emplear otros métodos diferentes.

Se utilizan probetas de 10 a 15 mm. de diámetro y unos 100 mm.

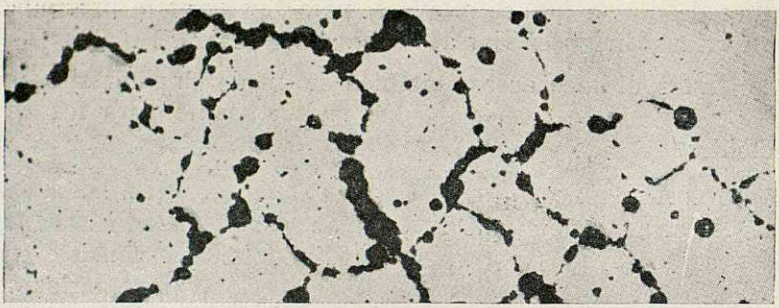


Figura 371

Nódulos de troostita, que señalan el tamaño del grano austenítico de un acero eutectoide.

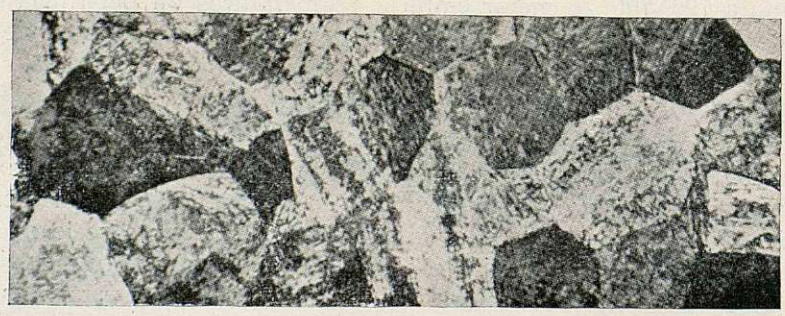


Figura 372

Cristales de martensita, revelados por el reactivo Vilella que señalan el tamaño del grano austenítico de los aceros.

de longitud que se calientan y templan introduciendo sólo un extremo en el agua. De esta forma en el extremo templado la estructura será martensítica y en el extremo enfriado al aire la estructura será sorbítica, existiendo una zona intermedia donde habrá cristales de martensita rodeados por nódulos de troostita, que señalan per-

fectamente el tamaño de grano de la austenita original (fig. 371). En estos aceros también se puede comprobar el tamaño de los granos martensíticos por el método que describimos a continuación para los aceros templados.

ACEROS TEMPLADOS.—En cualquier tipo de acero templado puede emplearse este procedimiento que consiste en atacar los aceros después del temple con el reactivo de Vilella, que contrasta la orientación de los cristales y permite determinar su número y tamaño (figura 372). El reactivo se prepara disolviendo en 95 c.c. de alcohol etílico 1 gr. de ácido pícrico y 5 c.c. de ácido clorhídrico concentrado. Algunas veces es necesario repetir dos o tres veces el pulido y el ataque. Este método puede emplearse también con los aceros revenidos, existiendo para cada composición una temperatura de revenido óptima que da los mayores contrastes.

ACEROS DE CEMENTACIÓN.—*Ensayo Mc Quaid.*—Este ensayo, que se desarrolló en un principio exclusivamente para los aceros de cementación, se usa también en la actualidad para otros muchos tipos de aceros.

El ensayo consiste en cementar un pequeño trozo de acero de sección cuadrada de 10 a 20 mm. de lado, a 925° durante ocho horas con un cementante sólido, preparado con carbón vegetal y carbonato bárico y enfriarlo luego lentamente, para conseguir en la zona cementada cristales de perlita rodeados por una red de cementita. El enfriamiento debe ser suficientemente lento en la zona 925°-650° para que se verifique sin dificultad la precipitación de la cementita en las uniones de los granos. Las diferentes clases de aceros exigen distintas velocidades de enfriamiento, debiendo emplearse en atravesar esa zona crítica, por lo menos cuatro horas en los aceros al carbono o de débil aleación, de ocho a diez horas en los de media aleación y más de dieciséis horas en los de alta aleación. Terminado el enfriamiento, se cortan las muestras, se pulen las secciones transversales y se atacan con Nital 2.

El tamaño de grano se determina examinando con 100 aumentos la zona hipereutectoide (figs. 361, 362, 365 y 366) y comparando el tamaño de los granos de perlita, limitados por una retícula de cementita, con la clasificación de tamaño de grano ya establecida por la A. S. T. M.

Esa determinación se puede hacer también en la zona de transición hipoeutectoide donde el contenido en carbono es de 0,50 % aproximadamente (figs. 362, 364, 367 y 368).

Conviene hacer la observación proyectando la imagen sobre un vidrio deslustrado, y examinar las superficies próximas a los vértices por ser las zonas donde los granos se señalan con más claridad.

Determinación del grado de anormalidad del acero.—Después se efectúa un nuevo examen de la zona hipereutectoide con 1.000 aumentos para descubrir el grado de normalidad. Si los contornos de los granos son delgados, la red está bien formada por líneas definidas de cementita y los granos son de perlita laminar, el acero es normal (fig. 373). Si no se marcan los contornos de los granos y aparecen zonas con ferrita libre y cementita con tendencia a la coalescencia, el acero es anormal (fig. 376). Entre estos dos extremos, hay otros tipos intermedios (figs. 374 y 375).

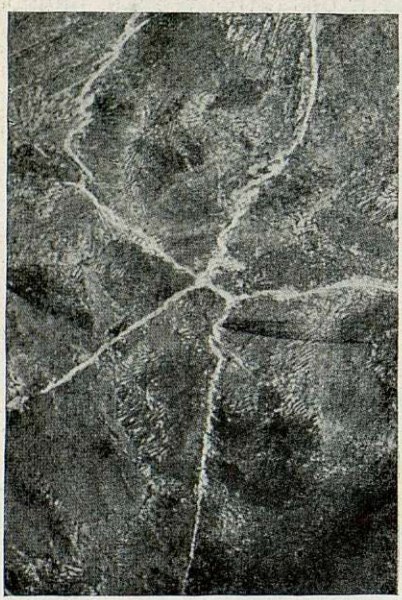


Figura 373
×1.000
Estructura normal típica.

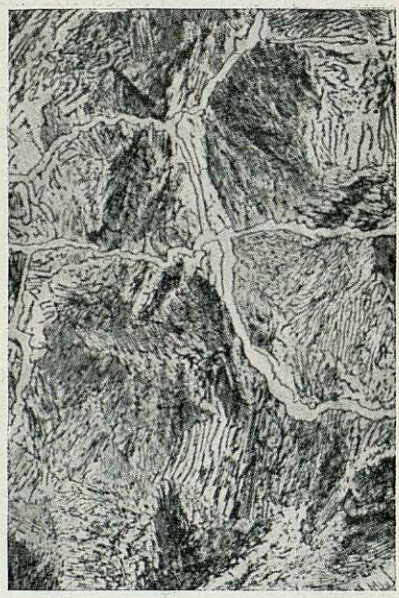


Figura 374
×1.000
Estructura normal imperfecta.

Estructuras obtenidas en el ensayo Mc Quaid de tipo normal.

Existen opiniones muy diferentes respecto a las causas y efectos de los diferentes grados de normalidad y tamaños de grano en los aceros. Es evidente que ambas características son independientes y que el acero puede ser fabricado si se desea normal o anormal con

cualquier clase de grano. Ello depende exclusivamente de la forma de llevarse en el horno la marcha de fabricación. Sin embargo, en la actualidad con los procesos que generalmente se suelen emplear, la mayoría de los aceros de grano fino son anormales y los de grano grueso son normales.

ELECCIÓN DEL MÉTODO DE ENSAYO.—Es difícil señalar las condiciones que en cada caso conviene utilizar para determinar el tamaño

Figura 375
×1.000
Estructura anormal imperfecta.

Figura 376
×1.000
Estructura anormal típica.

Estructuras obtenidas en el ensayo Mc Quaid de tipo anormal.

de grano de un acero, de forma que el resultado obtenido revele de la forma más clara posible el comportamiento de ese acero. Como el tamaño de grano varía con la temperatura de calentamiento, las curvas de crecimiento del tamaño de grano análogas a las de la figura 358, son sin duda las que dan mejor idea del comportamiento de cada acero. Sin embargo, estas curvas se utilizan poco porque su determinación es bastante costosa y generalmente se prefiere expresar el tamaño de grano numéricamente.

En la actualidad el ensayo Mc Quaid es el más extendido y utilizado para señalar el tamaño de grano de los aceros, porque las condiciones del ensayo son fijas, y además hasta cierto punto, de esta forma se expresa de una forma clara el comportamiento de una colada de acero.

Sin embargo, el ensayo Mc Quaid da sólo una indicación relativa del tamaño de grano, ya que las cifras que se obtienen señalan el tamaño de grano del acero después de permanecer ocho horas a 925°, o sea en unas condiciones muy especiales. A otras temperaturas y con diferentes permanencias, el tamaño de grano será distinto.

Así, por ejemplo, un acero que en el ensayo Mc Quaid ha dado tamaño de grano núm. 3, en la práctica normal de tratamiento, calentado a 800° durante veinte minutos, puede tener tamaño de grano núm. 7.

En realidad, el ensayo Mc Quaid señala si la temperatura de crecimiento del grano es superior o inferior a 925°. Al indicar que un acero tiene grano fino se quiere decir que la temperatura de crecimiento de grano es superior a 925° y si es de grano grueso, que esa temperatura es inferior a 925°.

Aunque el uso del ensayo Mc Quaid está muy extendido, sin embargo en algunas ocasiones se tiende a limitar su utilización, porque se advierte que la temperatura de calentamiento y la duración del mismo son muy superiores a las que se emplean en muchas clases de tratamientos, y se estima que las condiciones del ensayo rebasan los límites que normalmente conviene utilizar. Al mismo tiempo parece que repetidos tratamientos térmicos y trabajos en caliente o en frío, modifican ligeramente los resultados que se obtienen y, por lo tanto, este factor hay que tenerlo en cuenta cuando se determina el tamaño de grano de un acero.

Para los aceros de cementación que fueron los que se utilizaron en su iniciación, es de gran interés este ensayo, pues las condiciones del mismo coinciden con el proceso que normalmente se suele utilizar y, por lo tanto, son una guía muy útil para prever el comportamiento del acero y los tratamientos más convenientes.

154. Ensayo de fractura

Ya hemos señalado que la fractura de los aceros de herramientas templados, da una idea del tamaño de grano austenítico. Para que la determinación sea exacta, es necesario que la dureza del acero

sea superior a 55 Rockwell-C, pues de esta forma la fractura es intercristalina y el aspecto granular que se observa refleja exactamente el tamaño de grano. En cambio, si la dureza del acero que se ensaya es menor, la fractura puede ser intragranular y pueden aparecer varios granos rotos como uno solo y falsear la observación.

En los aceros rápidos y en los aceros altos en cromo y en carbono, no se puede determinar el tamaño de grano por este procedimiento, porque los carburos modifican el aspecto de la fractura.

El ensayo se realiza calentando y manteniendo el acero durante un cierto tiempo a una temperatura fijada de antemano, según la

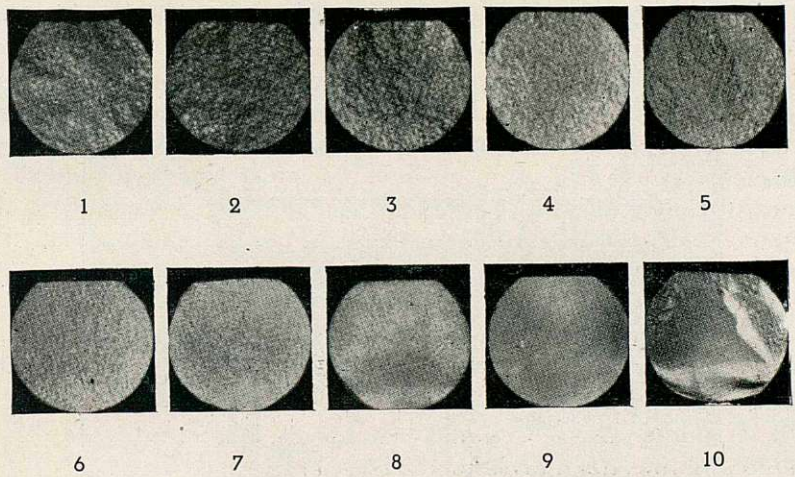


Figura 377

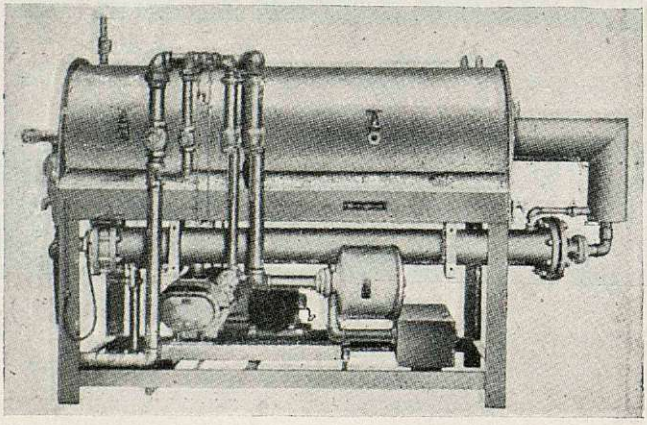
Fracturas tipo, fijadas por Shepherd.

clase de ensayo que se quiere realizar, y luego se templan y se rompen las barras o probetas por choque. Se suelen emplear barras de 20 mm. de diámetro, ligeramente entalladas para facilitar la rotura. El aspecto de las fracturas se compara con las normales establecidas que se señalan en la figura 377.

En la determinación de los tamaños de grano por los métodos microscópico y de fractura, ha habido una coincidencia que facilita su determinación. Bain y Vilella comprobaron al utilizar el reactivo de Vilella que el tamaño de grano de un acero templado, determinado de acuerdo con la clasificación de Shepherd y el tamaño de grano determinado en el examen microscópico según la clasificación de la A. S. T. M., coinciden casi exactamente a pesar de ser el origen de ambas clasificaciones diferente.

Esto facilita mucho los ensayos por corresponder siempre la misma calificación a un acero, cualquiera que sea el método de observación empleado.

En el ensayo ideado por Shepherd se determina además del tamaño de grano, la penetración de temple que se obtiene en los aceros. Se utilizan barras de acero de 20 mm. de diámetro ligeramente entalladas que son templadas en agua a las siguientes temperaturas: 790°, 815°, 850° y 875°. Luego se rompen, se examinan las fracturas y se determina la penetración del temple en 1/64 de pulgada y el tamaño de grano de la zona periférica, en cada uno de los ensayos (fig. 178), expresando los resultados en la siguiente forma: PF 7-8, que quiere decir que la penetración de temple ha sido 7/64" y el tamaño de grano núm. 8.



Generador para la producción de atmósferas controladas por combustión completa o incompleta de gases combustibles.

CAPITULO XVIII

DESCARBURACION SUPERFICIAL DE LOS ACEROS

155. Acción de las atmósferas de los hornos sobre los aceros

Con frecuencia, durante el calentamiento de los aceros a alta temperatura se modifica la composición de la capa periférica de los lingotes, palanquillas, piezas, barras, etc., por la acción de las atmósferas de los hornos que algunas veces llegan a ocasionar graves entorpecimientos en los procesos de fabricación.

Debido a la acción del oxígeno del aire o de los gases oxidantes, se producen en los aceros oxidaciones superficiales con *formación de cascarilla* (óxido de hierro), que envuelve todo el material y que, cuando se presenta en gran cantidad, se separa con relativa facilidad.

Este óxido origina importantes pérdidas de material y da lugar a irregularidades superficiales, que impiden el suministro de barras y perfiles con pequeñas tolerancias dimensionales. Dificulta la mecanización de los aceros, la embutición, la rápida y fácil sujeción de las barras con mordazas en las máquinas automáticas, etcétera.

La descarburación superficial es una pérdida de carbono en la periferia de los aceros, que se verifica a altas temperaturas bajo la acción de determinadas mezclas gaseosas (figura 378). Este fenómeno que tiene relativamente poca importancia en los aceros de construcción de muy bajo contenido en carbono, destinados a la fabricación de chapas, perfiles, etc., tiene una influencia decisiva en los aceros de herramientas de 0,70 a 1,40 % de carbono que se emplean para la fabricación de sierras, brocas, limas, hojas y navajas de afeitar, etc. Estas herramientas deben de quedar con durezas muy elevadas, que no se pueden conseguir, cuando existen pequeñas descarburaciones superficiales.

La descarburación en estos aceros es, sin duda, uno de los fenómenos que más dificultades ofrece a los fabricantes de herramientas. Zonas descarburadas en el recocido, que no se han eliminado en el mecanizado, y superficies que al templar se han descar-

burado y que, por tanto, no adquieren la dureza conveniente, después del temple, son accidentes que con frecuencia ocurren en la preparación de troqueles, cuchillas, escariadores, etc., y que ocasionan grandes perjuicios y trastornos.

La descarburación superficial tiene también gran importancia en ciertas piezas como ejes, cigüeñales, bielas, palieres, muelles, etcétera, fabricadas con aceros de 0,30 a 0,70 % de carbono, que deben resistir trabajos de fatiga. Menos conocida esta descarburación que la de los aceros de alto contenido en carbono, no es por eso menos peligrosa.

Al efectuar ensayos con piezas templadas en baños de sales (sin descarburación) y con piezas templadas en hornos eléctricos de mufla, que al permanecer durante media hora a 850°, han experimentado una descarburación de 0,15 mm. de espesor, hemos observado repetidas veces, que la duración de las primeras piezas era de 500 a 900 veces mayor que la de las últimas.

En los muelles también ejerce un efecto muy perjudicial la descarburación superficial. Por ello debe de evitarse completamente este defecto en la fabricación de muelles de calidad.

La resistencia a la fatiga de un acero descarburado, es frecuentemente el 40 ó 70 % de la del mismo acero sin descarburación.

El mal comportamiento de los aceros descarburados es debido a que la ferrita de las zonas periféricas (fig. 378) tiene una resistencia muy baja (28 a 32 Kg/mm²), muy inferior a la del resto del material, que suele variar de 80 a 150 Kg/mm² y en ella se producen pequeñas grietas, donde se inicia la rotura por fatiga de las piezas.

La carburación superficial del acero es un accidente poco frecuente, que ocasiona menos dificultades y entorpecimientos en la industria, que la oxidación y descarburación superficial.

156. Descarburación

Branley y Allen, definen la descarburación como una pérdida de carbono en la superficie del acero, que origina luego una difusión de carbono del interior al exterior, que tiende a reemplazar al carbono perdido. Al producirse la descarburación, el carbono se difunde de una región de gran concentración a otra de menor concentración, de la misma manera que el calor se transmite de un cuerpo caliente a otro cuerpo frío. *La intensidad de la descarburación depende de la presión parcial de los elementos carburantes de la atmósfera y de la presión parcial del carbono del acero.*

Los agentes activos de la descarburación son precisamente los gases, pudiendo producirse la pérdida de carbono por oxidación o por reducción. La oxidación se produce por la acción del oxígeno o de los gases oxidantes de la atmósferas de los hornos. El oxígeno, vapor de agua y anhídrido carbónico, son los gases que generalmente hacen desaparecer el carbono de los aceros por oxidación. La separación del carbono por reducción ocurre generalmente por la acción del hidrógeno húmedo, que es uno de los descarburantes más enérgicos.

Resumiendo, vemos que los principales gases que son capaces de descarburar el acero son el hidrógeno, anhídrido carbónico, vapor de agua, oxígeno, nitrógeno y óxido de carbono.

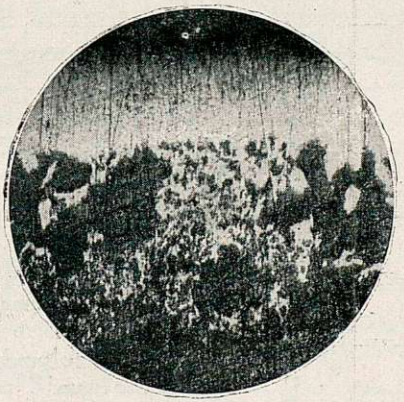


Figura 378
×100

Descarburación superficial producida en un acero de 1 % de C, por recocido a 800° durante ocho horas en un horno eléctrico de mufla. En la zona superficial se ve una franja blanca de ferrita de 0,11 mm. de espesor.

157. Influencia descarburante de diferentes gases

Hidrógeno H_2.—El hidrógeno puro y seco es ligeramente descarburante. Con 10 mg. de vapor de agua por pie cúbico, el hidrógeno no descarbura el acero y en cambio con cantidades de vapor de agua superiores a 10 mg. por pie cúbico, es un descarburante activísimo. La descarburación ocurre según la reacción

$$Fe_3C + 2H_2 = 3Fe + CH_4.$$

La figura 379 resume los trabajos efectuados por Austin con

aceros de 1,1 % de carbono, calentados a 800° y sometidos a la acción de diferentes atmósferas de hidrógeno y de vapor de agua durante 55 horas.

En él se aprecia con toda claridad la acción descarburante del hidrógeno seco y del hidrógeno con concentraciones de 50 y 150 mg. de vapor de agua.

Anhidrido carbónico CO_2.—Puede actuar como descarburante y oxidante. Su acción descarburante se verifica al reaccionar con la cementita en la siguiente forma: $Fe_3C + CO_2 = 3\,Fe + 2\,CO$.

Actúa como oxidante al reaccionar con la ferrita y produce óxido de carbono y óxido de hierro $Fe + CO_2 = FeO + CO$.

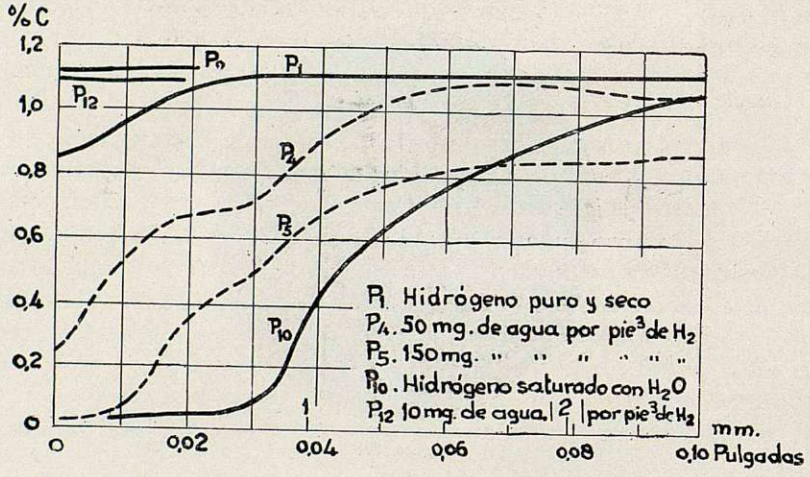


Figura 379

Descarburaciones producidas en un acero de 1,1 % de carbono por recocido a 800° durante 55 horas, en diversas atmósferas de hidrógeno.

Oxido de carbono CO.—A elevada temperatura reacciona con la ferrita formando carburo de hierro y es considerado generalmente como un gas carburante de acuerdo con la ecuación

$$3\,Fe + 2\,CO = Fe_3C + CO_2.$$

Actúa también, en algunos casos, como descarburante en los aceros de muy alto contenido en cromo.

Vapor de agua.—Es un descarburante y oxidante enérgico. Reacciona con el carbono y produce con el óxido de carbono la clásica «reacción del gas de agua» $CO + H_2O = CO + H_2$.

Actúa como oxidante al reaccionar con la ferrita y producir óxi-

do de hierro. Pequeñas cantidades de vapor de agua en las atmósferas de los hornos, favorecen la descarburación de los aceros.

NITRÓGENO.—El nitrógeno puro y seco es muy poco descarburante. Pero cuando contiene pequeñas cantidades de vapor de agua, se vuelve descarburante.

OXÍGENO.—Reacciona lo mismo que el vapor de agua con el carbono del acero y con la ferrita, actuando por lo tanto como agente descarburante y oxidante. La descarburación se verifica en la siguiente forma: $2\,Fe_3C + 5\,O_2 = 6\,FeO + 2\,CO_2$. El oxígeno debe, por tanto, eliminarse de todas las atmósferas protectoras.

En la siguiente lista aparecen colocados por orden de actividad decreciente, los diferentes gases o atmósferas que suelen estar en los hornos en contacto con el acero a elevada temperatura y que ejercen una acción descarburante u oxidante sensible.

Gases y atmósferas descarburantes.

Hidrógeno húmedo.
Atmósferas reductoras de los hornos.
Vapor de agua.
Gases quemados reductores.
Aire atmosférico.
Anhídrido carbónico.

Gases y atmósferas oxidantes.

Oxígeno puro.
Vapor de agua.
Gases quemados oxidantes.
Aire.
Anhídrido carbónico.

158. Estudio del equilibrio de diferentes mezclas gaseosas en las atmósferas de los hornos

Entre los diversos gases que existen en las atmósferas de los hornos, el CO, CO_2, H_2O, CH_4 y H_2, son sin duda los que ejercen influencia más decisiva.

En las figuras 380 y 381 se pueden ver las curvas de Stansel que señalan el equilibrio de los gases CO-CO_2 y H_2O-H_2 a diferentes temperaturas. La curva $\frac{CO_2}{CO}$ (carburante-descarburante),

sirve también para conocer las condiciones teóricas de equilibrio entre esas mezclas gaseosas y el carbono de los aceros.

De acuerdo con esas curvas, a 750° con una concentración $\frac{CO_2}{CO}$

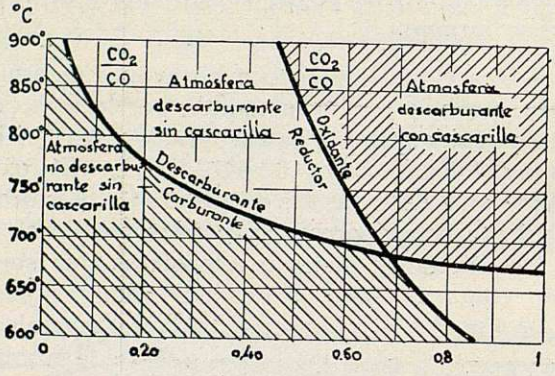


Figura 380

Curvas de equilibrio del anhídrido carbónico y óxido de carbono.

inferior a 0,28 no se descarbura, ni se forma cascarilla en el acero. A la misma temperatura si esa relación está comprendida entre 0,28 y 0,60, la atmósfera descarbura pero no oxida el acero. Por

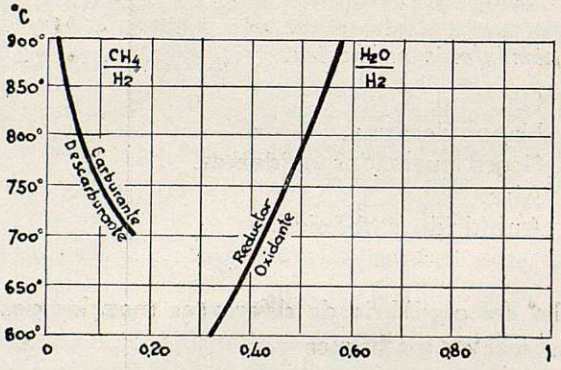


Figura 381

Curvas de equilibrio metano-hidrógeno y del vapor de agua-hidrógeno.

fin, cuando la relación $\frac{CO_2}{CO}$ es superior a 0,60, el acero se descarbura y además se forma cascarilla.

En la práctica industrial se ha visto que en la mayoría de los

casos, para tener garantía de que no hay descarburación durante los tratamientos, la relación $\frac{CO_2}{CO}$ debe ser inferior a 0,1.

En el comportamiento de las atmósferas de los hornos, también tienen gran importancia las concentraciones parciales de CO, CO_2, H_2 y H_2O (Ley de Dalton), que deciden el sentido de la reacción

$$CO + H_2O = CO_2 + H_2.$$ (Reacción del gas de agua.)

Para que una atmósfera que contenga estos elementos esté en equilibrio con el acero, parece que es necesario que también la «reacción del gas de agua» se halle en equilibrio, y para que esto ocurra, la relación de las presiones parciales de los cuatro gases $\frac{(CO) \times (H_2O)}{(CO_2) \times (H_2)} = K$ debe ser igual a la constante de equilibrio a esa temperatura.

Las condiciones de equilibrio correspondientes a las curvas de Stansel y las que corresponden a la reacción del gas de agua, se refieren concretamente a los aceros que a las temperaturas de tratamiento tienen la austenita saturada de carbono. Cuando el porcentaje de carbono del acero es relativamente bajo y no se llega a la saturación total de la austenita o el acero contiene algunos elementos de aleación, las condiciones de equilibrio precisas para evitar las tendencias carburantes o descarburantes de las atmósferas sobre el acero, son diferentes. Estas condiciones de equilibrio son en general exactas para los aceros al carbono de herramientas de 1, 1,10 y 1,20 % de C.

En la mayoría de las atmósferas de los hornos las concentraciones de CO, CO_2 y H_2, no experimentan variaciones importantes y es la concentración de H_2O, la que decide el comportamiento de las atmósferas.

Para los diversos gases industriales se han determinado los porcentajes máximos en volumen de H_2O, que pueden contener, para que la reacción del gas de agua esté en equilibrio y teóricamente no haya descarburación ni carburación. El control de las atmósferas se podría hacer, controlando el porcentaje de H_2O y haciendo que sea inferior al límite establecido. Pero como industrialmente hay cierta dificultad para determinar el porcentaje de H_2O de un gas, se hace esa determinación en función del punto de rocío en la forma que se describe a continuación. Por lo tanto, para saber en cada caso si se alcanza el porcentaje máximo admitido de vapor de agua, nos bastará saber si el punto de rocío del gas, es inferior o superior a una temperatura determinada.

159. Punto de rocío

Se conoce con el nombre de punto de rocío de un gas, la temperatura a la cual comienza a condensarse el agua que contiene.

Para cada temperatura o punto de rocío, la cantidad del vapor de agua que entonces contiene cualquier gas a la presión atmosférica, es siempre constante y conocida y el porcentaje en volumen de agua en el gas también (fig. 382).

Para saber si las concentraciones y las presiones parciales de los gases que componen una atmósfera conocida, son las conve-

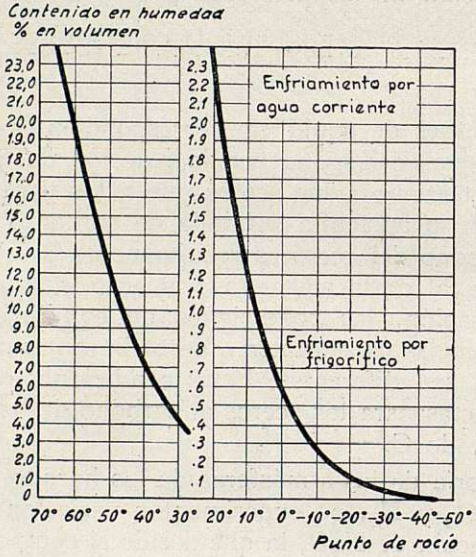


Figura 382

Contenido de humedad de un gas, en función de su punto de rocío.

nientes para que la reacción del gas de agua esté en equilibrio, basta comprobar si el porcentaje en volumen del vapor de agua es el adecuado.

Como ya hemos dicho que se conocen los porcentajes precisos en volumen de H_2O que debe poseer cada atmósfera, pero que en la práctica es difícil su determinación directa, se han relacionado esos porcentajes con el punto de rocío (fig. 382), que es más fácil de determinar y en lugar de decir por ejemplo que un gas tiene 0,138 % de H_2O, se dice que su punto de rocío es $-17°$. Esto quie-

re decir que a —17° el porcentaje en volumen de H_2O, será 0,138 (figura 382).

Determinación del punto de rocío.—Es tan importante el conocimiento de esta característica en las atmósferas de los hornos, que se han fabricado numerosos aparatos para hacer esa determinación, algunos de ellos automáticos y registradores para conocer las variaciones que pueden ocurrir durante los procesos de tratamiento. El principio de su funcionamiento se basa en medir la temperatura en que se inicia la condensación del vapor de agua sobre una superficie brillante como un espejo.

160. Eliminación de la humedad y del anhídrido carbónico de las atmósferas

Siendo siempre perjudiciales la presencia del vapor de agua y del anhídrido carbónico en las atmósferas de los hornos, conviene eliminarlos o reducir su porcentaje al mínimo posible.

Más adelante citaremos las atmósferas más empleadas para el tratamiento de los aceros y las instalaciones empleadas para prepararlas. Casi todas las instalaciones, constan fundamentalmente del grupo productor de la atmósfera y de los aparatos depuradores de humedad y de anhidrido carbónico. Estos pueden considerarse casi independientes y complementarios de la instalación y se utilizarán unos u otros según el grado de depuración que se quiera conseguir. Por eso preferimos estudiar ahora previamente estas instalaciones de depuración auxiliares y luego citarlas en cada caso, sin entrar en detalle, recordando siempre que en todas las atmósferas pueden utilizarse cualquiera de ellas, de acuerdo con los resultados que se quieren obtener.

Eliminación de la humedad

Enfriamiento por agua.—La temperatura de las atmósferas a la salida de los generadores suele ser bastante superior a la del ambiente, y es suficiente refrigerarlas con agua corriente para eliminar por condensación parte de la humedad que contienen. Un sistema muy utilizado, consiste en hacer pasar los gases por un aparato donde atraviesan una serie de tubos en forma de serpentín, refrigerados exteriormente por agua. De esta forma se disminuye el porcentaje de agua del gas y su punto de rocío también desciende. Generalmente se alcanzan puntos de rocío superiores de 4° a 7° a la temperatura del agua de refrigeración. Con agua a 15° el punto de rocío

es aproximadamente de 20° y el contenido de humedad 2,2 % en volumen.

Si el agua está a 30°, el contenido de humedad es de 5,5 % en volumen aproximadamente.

Por refrigeración.—Utilizando ciclos de frigoríficos se llega a porcentajes de agua de 0,8 % y puntos de rocío de 4°. No conviene bajar de 4°, porque el agua se congela y obstruye los aparatos y tuberías.

Con alúmina activada.—Haciendo pasar los gases a través de alúmina activada y seca, se consigue la máxima eliminación de agua, llegándose a porcentajes pequeñísimos y a puntos de rocío de −40°, −50° y de −76°. La alúmina va dispuesta en dos torres, una de ellas intercalada en el circuito de gases y en ciclo de trabajo, que absorbe humedad, y otra que no trabaja en la que se deseca la alúmina por calentamiento. También se emplea gel de sílice para absorber la humedad de los gases. Con ella se consiguen puntos de rocío también muy bajos, pero tiene el inconveniente que con el tiempo se descompone y su duración es menor que la de la alúmina.

ELIMINACIÓN DEL ANHIDRIDO CARBÓNICO.—La absorción del anhidrido carbónico se efectúa por medio de la monoetanolamina.

A los gases que van a ser depurados se les hace pasar por un «scrubber», por el que circulan en sentido inverso los gases y la monoetanolamina que absorbe el CO_2.

Luego, la monoetanolamina rica en CO_2 se pasa a otro recipiente donde se elimina el CO_2 por calentamiento, pasándose nuevamente la amina depurada al «scrubber», para comenzar el ciclo.

161. Diferentes tipos de atmósferas

En la tabla XLIV damos las composiciones de las atmósferas de uso más corriente clasificadas en tres grupos principales.

Al primero pertenecen cuatro clases de atmósferas preparadas por la combustión o disociación de gases combustibles.

Al grupo segundo pertenecen tres clases de atmósferas derivadas de la disociación del amoníaco anhidro.

En el tercer grupo están incluídas todas las atmósferas que se obtienen por procedimientos diferentes a los señalados en los grupos anteriores.

En el primer grupo hay cuatro atmósferas principales: Las dos primeras se diferencian entre sí únicamente por el grado de combustión; en la primera la combustión es total y en la segunda es

TABLA XLIV

Grupos de atmosferas y clases	Composición						Método de preparación
	CO	H_2	CO_2	H_2O	N_2	CH_4	
Grupo I				Punto de rocío			
1	0.0-3.5	0.1-4	5.0-14	Sat	hasta 75	0.0	Gases combustibles completamente quemados
1A, c	0.0-3.5	0.1-4	5.0-14	15.6°	» 80	0.0	Clase 1 eliminado el agua por condensación superficial
1A, r	0.0-3.5	0.1-4	5.0-14	4.4°	» 81	0.0	Clase 1 " " " " refrigeración
1A, d	0.0-3.5	0.1-4	5.0-14	− 29°	» 81.5	0.0	Clase 1 " " " " desecación
1A, c, r, d	0.0-3.5	0.1-4	5.0-14	− 54°	82+	0.0	Clase 1 " " " " los 3 métodos anteriores
1B, d	0.0-3.5	0.1-4	0.0	− 54°	− 99.9+	0.0	Clase 1 seco y libre de CO_2 y SH_2 (Nitrogeno puro)
1C (B, d)	0.0-3.5	0.1-4	0.0-14	hasta −54°	hasta 99	1-10	Clase 1 enriquecido, seco y eliminado el CO_2
2	4.0-12	3.0-24	4.0-9	Sat	hasta 70	0.0-0.5	Gases combustibles parcialmente quemados
2A, c, r, d	4.0-12	3.0-24	4.0-9	hasta −54°	» 88	0.0-0.5	Clase 2 eliminada el agua
2B, d	4.0-12	3.0-24	0.0	− 54°	» 92	0.0-0.5	Clase 2 seco y libre de CO_2 y SH_2
2C (B, d)	4.0-12	3.0-24	0.0-9	hasta −54°	» 91	0.5-10	Clase 2 enriquecido, seco y libre de CO_2
3	16-32	20-35	1.0-4	54°	hasta 60	0.5-1	Gases combustibles parcialmente disociados
3A, c, r, d	16-32	20-35	1.0-4	hasta −54°	» 68	0.5-1	Clase 3 eliminada el agua
3B, d	16-32	20-35	0.0	− 54°	» 70	0.5-1	Clase 3 seco y libre de CO_2 y SH_2
3C (B, d)	16-32	20-35	0.0-4	hasta −54°	» 69	0.5-10	Clase 3 enriquecido; seco y libre de CO_2
4	25-38	28-44	0.2-1.5	− 12°	hasta 50	0.5-2	Gases combustibles completamente disociados
4A, r, d	25-38	28-44	0.2-1.5	hasta −54°	» 50	0.5-2	Clase 4 eliminada el agua
4B, d	25-38	28-44	0.0	− 54°	» 50	0.5-2	Clase 4 seco y libre de CO_2 y SH_2
4C, (B, d)	25-38	28-44	0.0-1.5	hasta −54°	» 50	0.5-10	Clase 4 enriquecido, seco y libre de CO_2
Grupo II							
5	0.0	75	0.0	hasta −51°	− 25	0.0	Amoniaco anhidro, disociado catalíticament
5A, d	0.0	75	0.0	− 54°	− 25	0.0	Clase 5 desecaao y eliminado el H_2O y NH_3
5C, d	0.0	75	0.0	− 54°	− 25	0.5-10	Clase 5 enriquecido y libre de H_2O y NH_3
6	0.0	2-50	0.0-0.1	hasta −6.6°	hasta 74	0.0	Amoniaco disociado parcialmente quemado
6C	0.0	2-50	0.0-0.1	hasta −6.6°	» 74	0.5-10	Clase 6 enriquecido para carburación (muy poco uso)
7	0.0	0.0-1	0.0-0.4	hasta −1.1°	hasta 60	0.0	Amoniaco disociado completamente quemado
7A, d	0.0	0.0-1	0.0-0.4	−54°	» 99	0.0	Clase 7 eliminada el agua
7B, d	0.0	0.0-1	0.0-0.4	−54°	− 99.9+	0.0	Clase 7 secado y eliminada toda traza de CO_2 (N_2 puro)
7C (B, d)	0.0	0.0-1	0.0-0.4	hasta −54°	hasta 99.9	0.5-10	Clase 7 enriquecido; secado y libre CO_2
Grupo III							
8	0.0	0.0	0.0	−12,2°	99.8	0.0	Nitrogeno comercial trazas de O_2
8A, d	0.0	0.0	0.0	−54°	99.99+	0.0	Nitrogeno seco con trazas de O_2
9	0.0	99	0.0	− 6.6°	trazas	0.0	Hidrogeno comercial
9A, d	0.0	99.99+	0.0	−54°	»	0.0	Hidrogeno comercial seco
10	0.0-34	0.0-2.5	0.1-21	−12,2° 9,9°	hasta 76	0.0-0.7	CO preparado en gasogeno de carbón vegetal
10A, d	0.0-34	0.0-2.5	0.1-21	− 54°	» 76	0.0-0.7	Clase 10 secado para eliminar el H_2O
10B, d	0.0-34	0.0-2.5	0.0	− 54°	» 76	0.0-0.7	Clase 10 secado y eliminado el CO_2
10C (B, d)	0.0-34	0.0-2.5	0.0-21	hasta −54°	» 76	0.5-10	Clase 10 enriquecido y libre de CO_2 y H_2O

Atmósfera base y principales atmósferas derivadas, que se emplean para el tratamiento térmico de los aceros.

incompleta. La segunda y tercera se obtienen por disociación parcial y total de los gases combustibles. Luego dentro de cada una de las clases, hay una serie de tipos que se diferencian entre sí por el procedimiento y grado de desecación empleados, y también por la eliminación del CO_2 y SH_2 o el enriquecimiento de la atmósfera.

En el segundo grupo hay tres clases; la primera preparada por disociación del amoníaco anhidro y las otras dos por la combustión parcial o total del amoníaco disociado.

Por fin, en el tercer grupo están incluídos: El nitrógeno y el hidrógeno comercial en botellas con diferentes grados de desecación

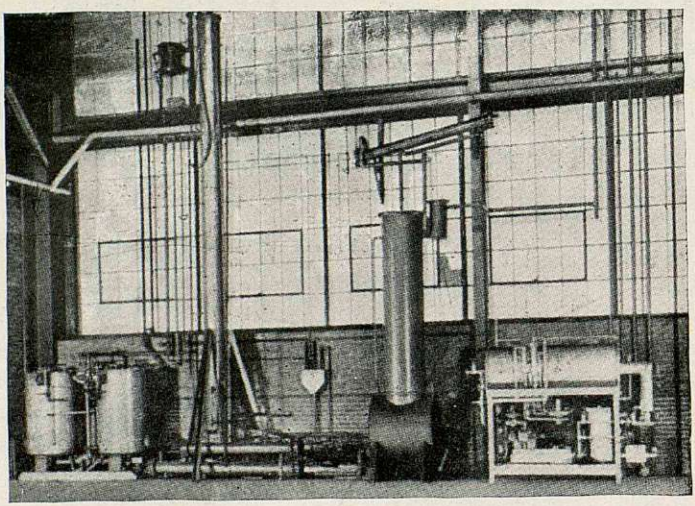


Figura 383

Instalación para producir atmósferas protectoras, para el recocido de aceros, obtenidas por combustión completa o incompleta de gases combustibles.

y las atmósferas preparadas con gasógeno de carbón de madera, desecadas y eliminado el CO_2.

Los subíndices *c*, *r* y *d* que se usan en la Tabla XLIV indican el grado de eliminación del agua en cada atmósfera, *c* quiere decir que el agua se ha eliminado por condensación, *r* por refrigeración y *d* por la acción de la alúmina o gel de sílice. La letra *d* también se suele utilizar para indicar que se han utilizado las tres etapas de desecación.

162. Atmósferas controladas

COMBUSTIÓN COMPLETA DE UN GAS COMBUSTIBLE.—(Atmósfera 1). Al quemar cualquier gas combustible con cantidades apropiadas de aire, se obtiene (además del nitrógeno del aire que no ha intervenido en la combustión) anhidrido carbónico y vapor de agua. Si el proceso de combustión se verifica con la cantidad de aire precisa para que la combustión sea completa, los productos de la combustión están constituídos exclusivamente por 10 % de anhidrido carbónico y 20 % de humedad aproximadamente. Por condensación del vapor de agua en un refrigerador con agua corriente, la humedad disminuye hasta un 2,5 % en volumen aproximadamente.

Para la producción de esta clase de atmósfera, se pueden quemar

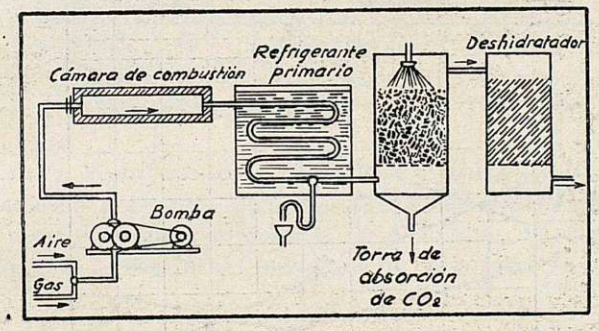


Figura 384

Esquema de una instalación para producir una atmósfera de nitrógeno, por combustión completa de un gas y eliminación del H_2O y CO_2.

diversos gases como metano, etano, gas natural, gas del alumbrado, etcétera.

Esta atmósfera es inerte, no es explosiva y es muy barata. No sirve para el recocido de los aceros a elevada temperatura, por su acción oxidante, debida al elevado porcentaje de CO_2 y H_2O. Sin embargo, se utiliza como atmósfera base y eliminados estos elementos, constituye una atmósfera muy utilizada para el recocido de muchas clases de aceros.

Este tipo de atmósfera recibe el nombre de exogas, por producirse por medio de una reacción exotérmica.

ATMÓSFERAS OBTENIDAS POR LA COMBUSTIÓN DE UN GAS COMBUSTIBLE Y LA ELIMINACIÓN DEL ANHIDRIDO CARBÓNICO Y VAPOR DE AGUA. (Atmósferas 1-A, 1-B y 1-C). Los productos obtenidos por la combustión total de un gas pueden ser utilizados, como atmósferas para

los hornos de tratamiento, después de ser eliminados el CO_2 y el vapor de agua. De esa forma se suele obtener aproximadamente la siguiente composición :

$CO_2 = 0$ % ; $CO = 0{,}5$ % ; $H_2 = 0{,}5$ % ; $O_2 = 0$ % ; $CH_4 = 0$ % ; $N_2 = 99$ %, (Atmósfera 1B*d*)

es decir, nitrógeno casi puro.

La instalación empleada para preparar esta atmósfera (figuras 383 y 384) consta de una cámara revestida interiormente con la-

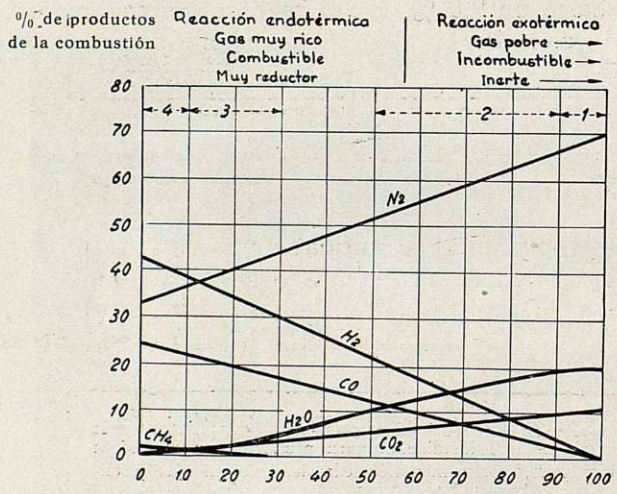


Figura 385

Diferentes resultados que se pueden obtener al quemar un gas combustible con diferentes porcentajes de aire.

drillos refractarios donde se verifica la combustión del gas y del aire que llegan accionados por una bomba o ventilador.

A la salida de la cámara de combustión, los gases atraviesan un serpentín refrigerado por agua fría donde se condensa el vapor de agua. A la salida pasa el gas a una torre de absorción donde es eliminado el CO_2 y nuevamente se le hace pasar al gas por otro deshidratador.

A esta atmósfera se le suele llamar monogas por estar constituída casi exclusivamente por nitrógeno.

ATMÓSFERA OBTENIDA POR COMBUSTIÓN INCOMPLETA DE UN GAS COMBUSTIBLE Y ELIMINACIÓN DEL ANHIDRIDO CARBÓNICO Y VAPOR DE AGUA.—(Atmósfera 2). Esta atmósfera se diferencia de la 1 en que el porcentaje de aire que se emplea para la combustión es menor que

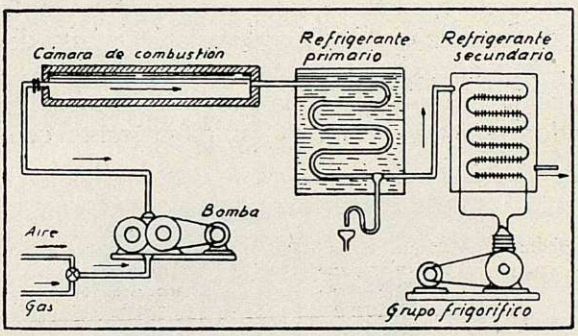


Figura 386

Esquema de una instalación para producir una atmósfera protectora, obtenida por combustión incompleta de un gas.

en aquel caso. Modificando la cantidad de aire, varía la composición de la atmósfera obtenida, que es más rica en hidrógeno y óxido de carbono y tiene menor porcentaje de anhidrido carbónico y vapor de agua que la 1, según se puede ver en la figura 385. En esa figu-

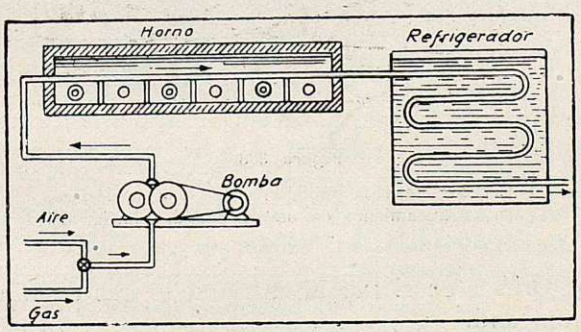


Figura 387

Esquema de una instalación para producir una atmósfera, para el tratamiento térmico de aceros, por disociación de un gas combustible.

ra se señala la zona correspondiente a las atmósferas 1 de combustión total y las atmósferas 2 de combustión parcial, en las que se emplean menores porcentajes de aire (variables de 50 a 90 %) que en la 1. También se señalan las zonas de las atmósferas 3 y 4.

De esta forma se obtienen atmósferas compuestas por nitrógeno y 4 a 12 % de óxido de carbono, 9 a 4 % de anhidrido carbónico, 3 a 24 % de hidrógeno y algunas trazas de metano y de vapor de agua y oxígeno.

El porcentaje de humedad puede modificarse empleando diversos métodos de desecación, pudiendo variar el punto de rocío desde 15,6° hasta —54°, aproximadamente.

La instalación es parecida a la anterior. Consta de un horno, un refrigerador primario y luego un refrigerante constituído por

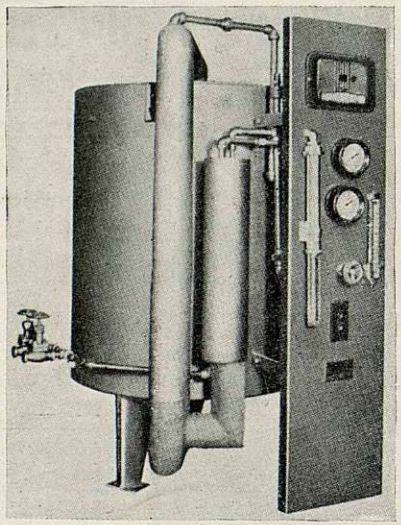


Figura 388

Generador para la producción de una atmósfera, para el tratamiento de aceros por disociación del amoníaco.

un grupo frigorífico en el que al enfriarse el gas disminuye el porcentaje de humedad.

DISOCIACIÓN DE UN GAS COMBUSTIBLE.—(Atmósferas 3 y 4). Este tipo de atmósfera se prepara haciendo pasar una mezcla de aire y gas combustible por unos tubos calentados exteriormente a elevada temperatura, donde reaccionan en presencia de un catalizador, obteniéndose así una mezcla disociada en la que los porcentajes de hidrógeno y óxido de carbono son superiores a los de las atmósferas 1 y 2, y los de anhídrido carbónico y vapor de agua, son inferiores (fig. 385).

La instalación consta de una serie de tubos de acero refractario al calor, colocados en el interior de un horno y por los que se hace pasar la mezcla de gas y aire (fig. 387).

Al calentarse el horno y elevarse la temperatura de los tubos, se produce la disociación de la mezcla gas-aire, conduciéndose luego los gases obtenidos a un refrigerador.

A las atmósferas obtenidas de esta forma, se les llama algunas veces endogas, por el tipo de reacción, que exige calor externo para que se verifique en lugar de producirlo como ocurría en la 1 y 2. Según sea el porcentaje de aire empleado se clasifican estas atmósferas en parcialmente disociadas y completamente disociadas.

Las primeras contienen 16 a 32 % de óxido de carbono, de 20 a 35 % de hidrógeno y 1 a 0,4 % de anhídrido carbónico, y las totalmente disociadas, 25 a 38 % de óxido de carbono y 28 a 44 % de hidrógeno.

Disociación del amoníaco anhidro.—(Atmósfera 5). Un gas muy eficaz para el recocido de aceros puede prepararse por disociación del gas amoníaco por el calor. De esa forma se obtiene una mezcla constituída por 75 % de hidrógeno y 25 % de nitrógeno. La instalación es muy simple y basta hacer pasar el gas a través de un tubo calentado a 850°, para que se verifique la disociación (figura 388).

Por depuración de la humedad y del NH_3, se obtienen otras atmósferas derivadas.

Amoníaco disociado parcialmente quemado.—(Atmósfera 6). También se emplea amoníaco disociado parcialmente quemado como atmósfera protectora. Se prepara mezclando y quemando amoníaco disociado con una cantidad limitada de aire, obteniéndose una mezcla de hidrógeno y nitrógeno. De esta forma el porcentaje de hidrógeno en la atmósfera es menor que el obtenido en la disociación del amoníaco. Los porcentajes de hidrógeno y nitrógeno se pueden modificar variando la cantidad de aire.

Una composición típica de este gas es: H_2=20 % ; O_2=0 % ; N_2=80 %.

El equipo para la producción de esta atmósfera consta de dos partes: El aparato en el que se verifica la disociación del amoníaco análogo al de la atmósfera 5 y una cámara adicional para quemar la mezcla de aire y amoníaco disociado.

Amoníaco disociado completamente quemado.—También se preparan atmósferas, quemando completamente el amoníaco disocia-

do. Siempre se suelen usar cantidades de aire menores que la teórica, para que no haya exceso de oxígeno en los productos de la combustión. El gas está constituído por 99 % de nitrógeno y 1 % de hidrógeno aproximadamente. De la misma forma que en las demás atmósferas, se puede eliminar el vapor de agua y el anhidrido carbónico hasta el grado que se desee, empleando cualquiera de los procedimientos de depuración citados anteriormente.

GAS PRODUCIDO POR GASÓGENO DE CARBÓN DE MADERA.—(Atmósfera 10). Esta instalación consta fundamentalmente de un gasógeno de carbón de madera, donde se produce el gas y un carburador donde se regulan lor porcentajes de CO y CO_2.

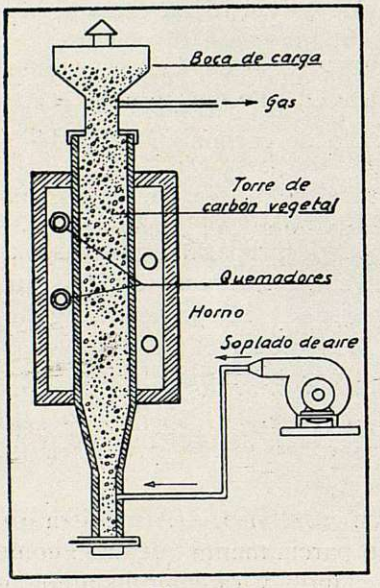


Figura 389

Esquema de una instalación de gasógeno de carbón de madera, para producir una atmósfera, para el tratamiento térmico de los aceros.

Este carburador consiste en una torre de carbón vegetal calentada exteriormente, a través de la cual se hace pasar el gas producido en el gasógeno.

En algunas instalaciones como la de la figura 389, el gasógeno y el carburador están construídos uno a continuación de otro, de forma que constituyen un solo conjunto.

El aire es enviado por la parte inferior a presión y la columna de carbón se suele calentar de 900° a 1.100° por diversos procedimientos.

La mezcla gaseosa que se obtiene a la salida, contiene nitrógeno, 33 % de óxido de carbono con 1 a 10 % de hidrógeno, trazas de anhídrido carbónico y vapor de agua.

Esta atmósfera como las anteriores se mejora por eliminación de la humedad y del anhidrido carbónico, empleando cualquiera de los procedimientos citados anteriormente.

Empleando esta atmósfera y otras de elevado contenido en CO y bajos porcentajes de CO_2 y vapor de agua, existe el peligro de que se deposite carbón en la superficie del acero. Cuando en el enfriamiento lento la carga del horno llega a 500°-650°, la superficie

caliente del metal actúa de catalizador y el óxido de carbono se descompone según la siguiente reacción :

$$2\,CO = CO_2 + C$$

depositándose un polvo finísimo de carbón en la superficie del material recocido.

163. Atmósferas más usadas para el tratamiento de diversos tipos de aceros

Para evitar descarburaciones, carburaciones u oxidaciones en las superficies de las barras o piezas se emplean las atmósferas que acabamos de estudiar cuya composición depende de la clase de acero y de la temperatura y duración del tratamiento.

En cada caso particular hay que resolver distintos problemas, pues mientras en los aceros bajos en carbono por ejemplo, lo más interesante es evitar la oxidación superficial, en cambio en los aceros de herramientas lo fundamental es impedir la descarburación.

Aunque las soluciones que se empleaban hasta hace unos años (recocidos en cajas con carbón, con viruta de fundición, etc.), resolvían en parte algunos de estos problemas, muchas veces no se obtenían resultados satisfactorios por desconocerse y no poderse regular los verdaderos factores que intervienen en los fenómenos de descarburación y oxidación.

Al aumentar el volumen de las instalaciones y la capacidad de los hornos y al exigirse cada día más uniformidad en la composición de las barras y piezas de acero, ha habido que estudiar con gran detalle las condiciones de trabajo y determinar los gases más convenientes para cada tratamiento.

No hay duda que el empleo de atmósferas de protección han complicado mucho los tratamientos térmicos de los aceros, pero gracias a su empleo se ha conseguido una regularidad en los resultados que antes era imposible de obtener.

A continuación estudiaremos las atmósferas más utilizadas para el tratamiento de las diferentes clases de aceros.

Aceros bajos en carbono.—Para el recocido en blanco (sin oxidación) de estos aceros, se emplean generalmente atmósferas reductoras obtenidas por combustión incompleta de diferentes gases. Se obtienen muy buenos resultados con atmósferas producidas al quemar gas del alumbrado, gas del horno alto, gas de gasógeno de

carbón vegetal, etc. De esta forma se obtienen gases que tienen aproximadamente la siguiente composición:

$$CO = 3 \text{ a } 6\ \%\ ;\ CO_2 = 4 \text{ a } 10\ \%\ ;\ H_2 = 5 \text{ a } 15\ \%\ ;\ N_2 = \text{resto.}$$

En general no hace falta eliminar ni el anhidrido carbónico ni el vapor de agua que se producen en esas combustiones, y únicamente en algunas ocasiones debe cuidarse que el contenido de H_2O, no rebase de ciertos límites para evitar que durante el enfriamiento lento, el acero adquiera una coloración azul que en algunos casos conviene evitar.

También se pueden utilizar para este tratamiento atmósferas preparadas por combustión incompleta del amoníaco disociado y el gas de gasógeno de carbón vegetal.

Una diferencia fundamental entre las atmósferas que se emplean para el recocido de los aceros altos en carbono y las que ahora estamos estudiando, es que en estas últimas no suele ser necesario eliminar la humedad ni el anhidrido carbónico.

El recocido en blanco de rollos de alambre o de fleje de acero extradulce, colocados en potes de cierre estanco, se suele efectuar en una atmósfera reductora, de muy fácil preparación. La operación se realiza introduciendo con el acero algunos trozos de algodón empapados en gasolina o aceite, que al elevarse la temperatura se queman con el oxígeno que hay en el aire del pote. Al aumentar la presión de la atmósfera en el interior del pote cuando la carga se calienta, los gases de la combustión salen al exterior por una llave que luego se cierra al alcanzarse la máxima temperatura, impidiéndose la entrada del aire hasta que el acero tenga en el enfriamiento de 150° a 300°. De esta forma se elimina el oxígeno en el interior del pote y se verifica el recocido en una atmósfera reductora que no oxida la superficie del acero.

Aceros de alto contenido en carbono.—Para el recocido de estos aceros se emplean atmósferas producidas por la combustión parcial de gas del alumbrado, de gas de horno alto, de gas de gasógeno de carbón de madera, etc., eliminando luego el vapor de agua y el anhidrido carbónico. El grado de combustión conviene que sea más completo que el de las atmósferas que se emplean para el recocido de los aceros de bajo contenido en carbono.

Se obtienen muy buenos resultados con atmósferas que contienen 3 a 4 % de CO y 4 a 5 % de H_2 aproximadamente y cantidades mínimas de vapor de agua y anhidrido carbónico.

En estas atmósferas no conviene utilizar porcentajes muy elevados de CO, porque existe el peligro de que se deposite carbón sobre la superficie del acero, ni elevados contenidos de hidrógeno porque en presencia de pequeños porcentajes de vapor de agua, se convierte en un elemento descarburante activísimo.

Sin embargo, para los aceros de más alto contenido en carbono y de alta aleación se suelen usar contenidos de CO de 9 % y de H_2 de 15 a 18 %.

También se utilizan con muy buen resultado para el recocido de estos aceros, atmósferas producidas por la combustión incompleta del amoníaco disociado.

La experiencia ha demostrado que no dan buenos resultados las atmósferas de nitrógeno (99 a 100 % de N_2) que podrían parecer adecuadas para este tratamiento. Las atmósferas inertes descarburan los aceros altos en carbono porque no poseen potencial de carbono suficiente para balancear la presión de escape del carbono del acero, y lo oxidan porque el nitrógeno tampoco puede impedir la entrada del oxígeno del aire a través de los materiales porosos y de algunas juntas imperfectas de las instalaciones.

Aceros de contenido medio en carbono.—Para el tratamiento de esta clase de aceros se usan los mismos tipos de atmósferas utilizados para los aceros altos en carbono. Durante los tratamientos, se debe regular con gran cuidado en todas ellas el grado de combustión y controlar la eliminación de la humedad y del anhidrido carbónico, para obtener el potencial de carbono adecuado para que no haya descarburación ni carburación en los aceros.

Entre las numerosas atmósferas que pueden ser utilizadas, las más generalizadas son las obtenidas por combustión incompleta de metano, etano, gas del alumbrado, etc.

Aceros al silicio.—Los tratamientos de los aceros al silicio, de bajo contenido en carbono, utilizados para la fabricación de chapa magnética exigen precauciones especiales.

Cuando el contenido en silicio es bajo, los recocidos se hacen a baja temperatura y es suficiente emplear atmósferas del tipo 1 y 2 que impiden la oxidación superficial del acero. En cambio en los aceros de alto contenido en silicio hay que evitar no sólo la oxidación sino también la carburación. Para ello debe controlarse cuidadosamente la marcha de los tratamientos, porque al emplearse temperaturas próximas a 1.000° las reacciones se verifican muy rápidamente y pueden reducirse notablemente las características mag-

néticas de los aceros. En las atmósferas debe evitarse la presencia de CO y CH_4, no pudiéndose además contrarrestar su influencia perjudicial con el vapor de agua porque a las elevadas temperaturas que se emplean para el tratamiento, el vapor de agua oxida el acero.

Las tres clases de atmósferas más utilizadas para el recocido de estos aceros son : 1.° Hidrógeno seco obtenido por disociación del amoníaco. 2.° Nitrógeno seco obtenido por combustión completa de un gas combustible y eliminación posterior del CO_2 y del vapor de agua, y 3.° Atmósferas obtenidas por combustión parcial o total del amoníaco disociado.

Los aceros al silicio de 0,50 a 0,70 % de carbono y 1 a 2 % de silicio empleados para la fabricación de muelles se descarburan con extraordinaria facilidad. Siendo necesario evitar ese fenómeno por ser la descarburación muy perjudicial para el rendimiento de los muelles, conviene recocer y templar esos aceros en atmósferas controladas o en baños de sales. Las atmósferas más utilizadas son las obtenidas por combustión parcial o total de un gas combustible o las de gas de gasógeno de carbón de madera, eliminando el H_2O y CO_2 y aumentando el potencial de carbono de la atmósfera del horno, con la introducción de aceites de la serie cíclica, benzol, etc.

Aceros inoxidables.—Para el recocido brillante de los aceros inoxidables altos en cromo y cromo-níqueles austeníticos, deben emplearse atmósferas que no contengan oxígeno, vapor de agua, óxido de carbono y anhidrido carbónico. Hay que evitar por lo tanto la presencia de oxígeno libre o combinado en los gases que rodean al acero.

Para evitar toda traza de oxígeno en la atmósfera que rodea al acero se emplean para el recocido de flejes y alambres, hornos especiales en los que la atmósfera controlada llena dos cámaras concéntricas aisladas una de otra.

Las atmósferas más usadas para el recocido de los aceros inoxidables consisten en hidrógeno puro y seco, obtenido generalmente por disociación del amoníaco y eliminación posterior del vapor de agua y del anhídrido carbónico.

APENDICE

TABLAS DE ACEROS

Composición de los aceros del
Instituto del Hierro y del Acero (1949)
ESPAÑA

Marca	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Cr	% Ni	% W	% Va	% Mo	% Al	Equivalencia HEVA
Aceros al carbono												
115	.10/.20	.30/.50	.15/.30	<.05	<.05							F3H
125	.20/.30	.40/.70	.15/.30	<.05	<.05							F3X
135	.30/.40	.40/.70	.15/.30	<.05	<.05							F4H
145	.40/.50	.40/.70	.15/.30	<.05	<.05							S
155	.50/.60	.40/.70	.15/.30	<.05	<.05							SS
Aceros de gran resistencia												
211	.25/.35	.40/.70	.10/.35	<.04	<.04		2,5/3,5					3NT
212	.30/.40	1,3/1,7	.10/.35	<.04	<.04							
221	.25/.35	.40/.70	.10/.35	<.04	<.04	1.0/1,5	4,0/4,5					DTA
222	.25/.35	.40/.70	.10/.35	<.04	<.04	.50/.80	2,75/3,25					TSD
231	.30/.40	.40/.70	.10/.35	<.04	<.04	2,5/3,5				.40/.60		EG
232	.30/.40	.40/.70	.10/.35	<.04	<.04	.90/1,5				.20/.40		Acrom
241	.90/.1.2	.30/.40	.10/.35	<.04	<.04	1,4/1,8			.20/.30			CB
261	.30/.40	1,3/1,8	.10/.35	<.04	<.04					.35/.55		
262	.25/.35	1,3/1,8	.10/.35	<.04	<.04					.20/.35		
281	.25/.35	.40/.70	.10/.35	<.04	<.04	1,0/1,5	4,0/4,5			.20/.60		
282	.25/.35	.40/.70	.10/.35	<.04	<.04	.50/.80	2,25/2,75			.20/.60		Elastic
291	.35/.45	.40/.80	10/.35	<.04	<.04	.90/1,4	1,2/1,4			.10/.30		
292	.35/.45	1,2/1,5	.10/.35	<.04	<.04	.30/.60	.50/1.0			.10/.30		
Aceros de cementación												
301	.08/.12	.30/.40	.10/.35	<.04	<.04							CC
311	.10/.15	.30/.60	10/.35	<.04	<.04		3,0/3,5					N3C
321	.10/.15	.30/.60	10/.35	<.04	<.04	.90/1,1	3,8/4,5					HSL
322	.10/.15	.30/.60	.10/.35	<.04	<.04	.50/.80	2,5/3,0					CNC
323	.17/.22	1,0/1,5	.10/.35	<.04	<.04	1,1/1,5						
324	.12/.16	.40/.80	.10/.35	<.04	<.04	.60/.90						
331	.12/.15	.30/.60	.10/.35	<.04	<.04	1,0/1,3				.15/.25		Acrom-2
381	.12/.18	.30/.60	.10/.35	<.04	<.04	.90/1,1	3,5/4,5			.15/.35		Elastic-2
382	.12/.18	.30/.60	.10/.35	<.04	<.04	.50/.80	2,5/3,5			.25/.35		
391	.15/.20	.40/.70	.10/.35	<.04	<.04	1,8/2,2	1,8/2,2			.15/.25		
392	15/.20	.40/.70	.10/.35	<.04	<.04	.40/.60	1,5/2,0			.15/.25		

CETAC	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%
10 NC 6.... (b)	0.07/0.11	0.40 max	0.60/0.90	***	***	0.90/1.25	.....	1.20/1.60	.....
16 NC 6.... (b)	0.12/0.18	0.40 max	0.60/0.90	***	***	0.90/1.25	.....	1.20/1.60	.....
20 NC 6.... (b)	0.16/0.22	0.40 max	0.60/0.90	***	***	0.90/1.25	.....	1.20/1.60	.....
25 NC 6....	0.22/0.29	0.40 max	0.60/0.90	*	*	0.75/1.10	.....	1.20/1.60	.....
35 NC 6.... (b)	0.30/0.38	0.40 max	0.60/0.90	*	*	0.75/1.10	.....	1.20/1.60	.....
10 CND 6 ..	0.12 max	0.35 max	0.35/0.65	*	*	1.20/1.60	0.10/0.20	0.80/1.20	.....
18 CND 6 ..	0.15/0.22	0.35 max	0.45/0.75	*	*	1.40/1.80	0.10/0.20	0.80/1.20	.....
30 CND 8 ..	0.27/0.33	0.35 max	0.40/0.65	*	*	1.80/2.20	0.25/0.35	0.30/0.60	.....
10 ND 4....	0.07/0 13	0.40 max	0.40 max	*	*	0.20 max	0.10/0.20	0.80/1.20	.....
10 NCD 4 ..	0.07/0.13	0.40 max	0.50/0.90	*	*	0.40/0.70	0.10/0.20	1.00/1.30	.....
16 NCD 4 ..	0.12/0.19	0.40 max	0.50/0.90	*	*	0.40/0.70	0.10/0.20	1.00/1.30	.....
25 NCD 4 ..	0.22/0.28	0.40 max	0.50/0.90	*	*	0.40/0.70	0.10/0.20	1.00/1.30	.....
35 NCD 4 ..	0.32/0.38	0.40 max	0.50/0.90	.....	.....	0.40/0.70	0.10/0.20	1.00/1.30	.....
10 NC 12...	0.08/0.13	0.35 max	0.40/0.70	**	**	0.60/0.90	.....	2.75/3.25	.....
12 NC 12...	0.11/0.16	0.35 max	0.40/0.70	**	**	0.60/0.90	.....	2.75/3.25	.....
30 NC 11...	0.26/0 33	0.40 max	0.40/0.70	**	**	0.60/0.90	.....	2.50/3.00	.....
35 NC 15...	0.32/0.38	0.40 max	0.20/0.50	**	**	1.10/1.40	.....	3.50/4.00	.....
40 NC 17...	0.37/0 43	0.40 max	0.15/0.55	**	**	1.50/2.00	.....	4.00/4.50	.....
16 NCD 13 .	0 14/0.19	0.35 max	0.50 max	**	**	0.85/1.15	0.20/0.30	3.00/3.50	.....
32 NCD 8 ..	0.28/0.35	0.40 max	0.50 max	**	**	1.90/2.40	0.60/0.80	1.90/2.40	.....
30 NCD 11 .	0.25/0.35	0.40 max	0.20/0.50	**	**	0.70/1.10	0.30/0.40	2.70/3.30	.....
30 NCD 16 .	0.25/0.35	0.10/0.40	0.15/0.55	**	**	1.20/1.50	0.40/0.60	3.70/4.30	.....
40 NCD 18 .	0.35/0.45	0.10/0.40	0.15/0.55	**	**	1.40/1.70	0.40/0.60	4.30/4.90	.....
25 NCD 15 .	0.20/0.30	0.35 max	0.45 max	**	**	1.10/1.30	0.40/0.60	3.70/4.00	.....
35 NCD 14 .	0.30/0.40	0.35 max	0.40 max	**	**	1.20/1.50	0.20/0.30	3.20/3.70	.....
40 NDC 19 .	0.35/0.43	0.35 max	0.40 max	**	**	0.30/0.60	1.00/1.30	4.50/5.00	.....

28 CD 12	0,28 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	2,50/3,50	0,30/0,50	.....	.....
28 CVD 12	0,28 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	2,50/3,50	0,15/0,25	.....	0,20/0,40 V
28 CV 12	0,28 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	2,50/3,50	.....	.....	0,25/0,45 V
30 CAV 6-03	0,30 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	1,50/1,75	.....	.....	0,25/0,45 V
30 CAV 6-06	0,30 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	1,50/1,75	.....	.....	0,20/0,40 Al 0,25/0,45 V 0,45/0,75 Al
30 CAD 6-06	0,30 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	1,50/1,75	0,25/0,45	.....	0,45/0,75 Al
45 CAD 6-06	0,45 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	1,50/1,75	0,25/0,45	.....	0,45/0,75 Al
45 CAD 6-12	0,45 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	1,50/1,75	0,25/0,45	.....	1,00/1,30 Al
45 CAV 6-06	0,45 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	1,50/1,75	.....	.....	0,25/0,45 V 0,45/0,75 Al
45 CAV 6-12	0,45 (g)	0,40/0,80	0,40 maxi	1,50/1,75	.....	.....	0,25/0,45 V 1,00/1,30 Al

Composición de los aceros AISI-SAE de The Society of Automotive Engineers y The American Iron and Steel Institute (1947)

ESTADOS UNIDOS

AISI	%C	%Mn	%Si	%P†	%S†	%Cr	%Mo	%Ni	%	SAE
1320	0,18/0,23	1,60/1,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	.....	.....	1320
1321	0,17/0,22	1,80/2,10	0,20/0,35	0,050	0,050	.....	.....	.....	.....	....
1330	0,28/0,33	1,60/1,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	.....	.....	1330
1335	0,33/0,38	1,60/1,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	.....	.....	1335
1340	0,38/0,43	1,60/1,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	.....	.....	1340
2317	0,15/0,20	0,40/0,60	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	3,25/3,75	.....	2317
2330	0,28/0,33	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	3,25/3,75	.....	2330
2335	0,33/0,38	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	3,25/3,75	.....	....
2340	0,38/0,43	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	3,25/3,75	.....	2340
2345	0,43/0,48	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	3,25/3,75	.....	2345
E 2512	0,09/0,14	0,45/0,60*	0,20/0,35	0,025	0,025	.....	.....	4,75/5,25	.....	2512
2515	0,12/0,17	0,40/0,60	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	.....	4,75/5,25	.....	2515
E 2517	0,15/0,20	0,45/0,60*	0,20/0,35	0,025	0,025	.....	.....	4,75/5,25	.....	2517
3115	0,13/0,18	0,40/0,60	0,20/0,35	0,040	0,040	0,55/0,75	.....	1,10/1,40	.....	3115
3120	0,17/0,22	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,55/0,75	.....	1,10/1,40	.....	3120
3130	0,28/0,33	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,55/0,75	.....	1,10/1,40	.....	3130
3135	0,33/0,38	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,55/0,75	.....	1,10/1,40	.....	3135
3140	0,38/0,43	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,55/0,75	.....	1,10/1,40	.....	3140
3141	0,38/0,43	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	.....	1,10/1,40	.....	3141
3145	0,43/0,48	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	.....	1,10/1,40	.....	3145
3150	0,48/0,53	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	.....	1,10/1,40	.....	3150
E 3310	0,08/0,13	0,45/0,60*	0,20/0,35	0,025	0,025	1,40/1,75	.....	3,25/3,75	.....	3310
E 3316	0,14/0,19	0,45/0,60*	0,20/0,35	0,025	0,025	1,40/1,75	.....	3,25/3,75	.....	3316
4017	0,15/0,20	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4017
4023	0,20/0,25	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4023
4024	0,20/0,25	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,035/0,050	.....	0,20/0,30	.....	.....	4024
4027	0,25/0,30	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4027
4028	0,25/0,30	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,035/0,050	.....	0,20/0,30	.....	.....	4028
4032	0,30/0,35	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4032
4037	0,35/0,40	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4037
4042	0,40/0,45	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4042
4047	0,45/0,50	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4047
4053	0,50/0,56	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4053
4063	0,60/0,67	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4063
4068	0,63/0,70	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	.....	.....	4068
4130	0,28/0,33	0,40/0,60	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	0,15/0,25	.....	.....	4130
E 4132	0,30/0,35	0,40/0,60	0,20/0,35	0,025	0,025	0,80/1,10	0,18/0,25**	.....	.....	....
E 4135	0,33/0,38	0,70/0,90	0,20/0,35	0,025	0,025	0,80/1,10	0,18/0,25**	.....	.....	....
4137	0,35/0,40	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	0,15/0,25	.....	.....	4137
E 4137	0,35/0,40	0,70/0,90	0,20/0,35	0,025	0,025	0,80/1,10	0,18/0,25	.....	.....	....
4140	0,38/0,43	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	0,15/0,25	.....	.....	4140
4142	0,40/0,45	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	0,15/0,25	.....	.....	....
4145	0,43/0,48	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	0,15/0,25	.....	.....	4145
4147	0,45/0,50	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	0,15/0,25	.....	.....	....
4150	0,48/0,53	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	0,15/0,25	.....	.....	4150
4317	0,15/0,20	0,45/0,65	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	1,65/2,00	.....	4317
4320	0,17/0,22	0,45/0,65	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	1,65/2,00	.....	4320
4337	0,35/0,40	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	0,20/0,30	1,65/2,00	.....	....
4340	0,38/0,43	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	0,20/0,30	1,65/2,00	.....	4340
4608	0,06/0,11	0,25/0,45	0,25 maxi	0,040	0,040	.....	0,15/0,25	1,40/1,75	.....	4608
4615	0,13/0,18	0,45/0,65	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	1,65/2,00	.....	4615
E 4617	0,15/0,20	0,45/0,65	0,20/0,35	0,025	0,025	.....	0,20/0,27***	1,65/2,00	.....	4617
4620	0,17/0,22	0,45/0,65	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	1,65/2,00	.....	4620
X 4620	0,18/0,23	0,50/0,70	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	1,65/2,00	.....	X 4620
E 4620	0,17/0,22	0,45/0,65	0,20/0,35	0,025	0,025	.....	0,20/0,27	1,65/2,00	.....	....
4621	0,18/0,23	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	1,65/2,00	.....	4621
4640	0,38/0,43	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	1,65/2,00	.....	4640
E 4640	0,38/0,43	0,60/0,80	0,20/0,35	0,025	0,025	.....	0,20/0,27	1,65/2,00	.....	....
4812	0,10/0,15	0,40/0,60	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	3,25/3,75	.....	4812
4815	0,13/0,18	0,40/0,60	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	3,25/3,75	.....	4815
4817	0,15/0,20	0,40/0,60	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	3,25/3,75	.....	4817
4820	0,18/0,23	0,50/0,70	0,20/0,35	0,040	0,040	.....	0,20/0,30	3,25/3,75	.....	4820

AISI	%C	%Mn	%Si	%P†	%S†	%Cr	%Mo	%Ni	%	SAE
5045	0,43/0,48	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,55/0,75	.....	.....	.....	5045
5046	0,43/0,50	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,20/0,35	.....	.....	.....	5046
5120	0,17/0,22	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	.....	.....	.....	5120
5130	0,28/0,33	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	.....	.....	.....	5130
5132	0,30/0,35	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,05	.....	.....	.....	5132
5135	0,33/0,38	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,05	.....	.....	.....	5135
5140	0,38/0,43	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	.....	.....	.....	5140
5145	0,43/0,48	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	.....	.....	.....	5145
5147	0,45/0,52	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,90/1,20	.....	.....	.....	5147
5150	0,48/0,53	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	.....	.....	.....	5150
5152	0,48/0,55	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,90/1,20	.....	.....	.....	5152
E 50100	0,95/1,10	0,25/0,45	0,20/0,35	0,025	0,025	0,40/0,60	.....	.....	.....	50100
E 51100	0,95/1,10	0,25/0,45	0,20/0,35	0,025	0,025	0,90/1,15	.....	.....	.....	51100
E 52100	0,95/1,10	0,25/0,45	0,20/0,35	0,025	0,025	1,30/1,60	.....	.....	.....	52100
									V	
6120	0,17/0,22	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	.....	.....	0,10 mini	....
6145	0,43/0,48	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	.....	.....	0,15 mini	....
6150	0,48/0,53	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	.....	.....	0,15 mini	6150
6152	0,48/0,55	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,80/1,10	.....	.....	0,10 mini	....
8615	0,13/0,18	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8615
8617	0,15/0,20	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8617
8620	0,18/0,23	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8620
8622	0,20/0,25	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8622
8625	0,23/0,28	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8625
8627	0,25/0,30	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8627
8630	0,28/0,33	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8630
8632	0,30/0,35	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8632
8635	0,33/0,38	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8635
8637	0,35/0,40	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8637
8640	0,38/0,43	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8640
8641	0,38/0,43	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040/0,060	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8641
8642	0,40/0,45	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8642
8645	0,43/0,48	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8645
8647	0,45/0,50	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8647
8650	0,48/0,53	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8650
8653	0,50/0,56	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,50/0,80	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8653
8655	0,50/0,60	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8655
8660	0,55/0,65	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	8660
8719	0,18/0,23	0,60/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	0,40/0,70	.....	....
8720	0,18/0,23	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	0,40/0,70	.....	8720
8735	0,33/0,38	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	0,40/0,70	.....	8735
8740	0,38/0,43	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	0,40/0,70	.....	8740
8742	0,40/0,45	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	0,40/0,70	.....	....
8745	0,43/0,48	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	0,40/0,70	.....	8745
8747	0,45/0,50	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	0,40/0,70	.....	....
8750	0,48/0,53	0,75/1,00	0,20/0,35	0,040	0,040	0,40/0,60	0,20/0,30	0,40/0,70	.....	8750
9255	0,50/0,60	0,70/0,95	1,80/2,20	0,040	0,040	.....	.....	.....	.....	9255
9260	0,55/0,65	0,70/1,00	1,80/2,20	0,040	0,040	.....	.....	.....	.....	9260
9261	0,55/0,65	0,75/1,00	1,80/2,20	0,040	0,040	0,10/0,25	.....	.....	.....	9261
9262	0,55/0,65	0,75/1,00	1,80/2,20	0,040	0,040	0,25/0,40	.....	.....	.....	9262
E 9310	0,08/0,13	0,45/0,65	0,20/0,35	0,025	0,025	1,00/1,40	0,08/0,15	3,00/3,50	.....	9310
E 9315	0,13/0,18	0,45/0,65	0,20/0,35	0,025	0,025	1,00/1,40	0,08/0,15	3,00/3,50	.....	9315
E 9317	0,15/0,20	0,45/0,65	0,20/0,35	0,025	0,025	1,00/1,40	0,08/0,15	3,00/3,50	.....	9317
9437	0,35/0,40	0,90/1,20	0,20/0,35	0,040	0,040	0,30/0,50	0,08/0,15	0,30/0,60	.....	9437
9440	0,38/0,43	0,90/1,20	0,20/0,35	0,040	0,040	0,30/0,50	0,08/0,15	0,30/0,60	.....	9440
9442	0,40/0,45	1,00/1,30	0,20/0,35	0,040	0,040	0,30/0,50	0,08/0,15	0,30/0,60	.....	9442
9445	0,43/0,48	1,00/1,30	0,20/0,35	0,040	0,040	0,30/0,50	0,08/0,15	0,30/0,60	.....	9445
9747	0,45/0,50	0,50/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,10/0,25	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	9747
9763	0,60/0,67	0,50/0,80	0,20/0,35	0,040	0,040	0,10/0,25	0,15/0,25	0,40/0,70	.....	9763
9840	0,38/0,43	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	0,20/0,30	0,85/1,15	.....	9840
9845	0,43/0,48	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	0,20/0,30	0,85/1,15	.....	9845
9850	0,48/0,53	0,70/0,90	0,20/0,35	0,040	0,040	0,70/0,90	0,20/0,30	0,85/1,15	.....	9850

SAE AISI	% C	% Si	% Mn	% Cr	% Mo	% Ni	%
1320H	0.17/0.24	0.20/0.35	1.50/2.00	..	..	..	..
1330H	0.27/0.34	0.20/0.35	1.50/2.00	..	..	..	..
1335H	0.32/0.39	0.20/0.35	1.50/2.00	..	..	..	..
1340H	0.37/0.45	0.20/0.35	1.50/2.00	..	..	..	..
2512H	0.08/0.15	0.20/0.35	0.35/0.65	..	..	4.70/5.30	..
2515H	0.11/0.18	0.20/0.35	0.35/0.65	..	..	4.70/5.30	..
2517H	0.14/0.21	0.20/0.35	0.35/0.65	..	..	4.70/5.30	..
3310H	0.07/0.14	0.20/0.35	0.35/0.65	1.35/1.75	..	3.20/3.80	..
3316H	0.13/0.20	0.20/0.35	0.35/0.65	1.35/1.75	..	3.20/3.80	..
4130H	0.27/0.34	0.20/0.35	0.35/0.65	0.80/1.15	0.15/0.25	..	..
4132H	0.30/0.37	0.20/0.35	0.35/0.65	0.80/1.15	0.15/0.25	..	..
4135H	0.32/0.39	0.20/0.35	0.60/0.95	0.80/1.15	0.15/0.25	..	..
4137H	0.35/0.43	0.20/0.35	0.60/0.95	0.80/1.15	0.15/0.25	..	..
4140H	0.37/0.45	0.20/0.35	0.70/1.05	0.80/1.15	0.15/0.25	..	..
4142H	0.40/0.48	0.20/0.35	0.70/1.05	0.80/1.15	0.15/0.25	..	..
4145H	0.42/0.50	0.20/0.35	0.70/1.05	0.80/1.15	0.15/0.25	..	..
4147H	0.44/0.52	0.20/0.35	0.70/1.05	0.80/1.15	0.15/0.25	..	..
4150H	0.46/0.54	0.20/0.35	0.70/1.05	0.80/1.15	0.15/0.25	..	..
4317H	0.14/0.21	0.20/0.35	0.40/0.70	0.35/0.65	0.20/0.30	1.50/2.00	..
4320H	0.16/0.23	0.20/0.35	0.40/0.70	0.35/0.65	0.20/0.30	1.50/2.00	..
4340H	0.37/0.45	0.20/0.35	0.60/0.95	0.65/0.95	0.20/0.30	1.50/2.00	..
4620H	0.17/0.24	0.20/0.35	0.40/0.70	..	0.20/0.30	1.50/2.00	..
4640H	0.37/0.45	0.20/0.35	0.55/0.85	..	0.20/0.30	1.50/2.00	..
4812H	0.10/0.17	0.20/0.35	0.30/0.60	..	0.20/0.30	3.20/3.80	..
4815H	0.12/0.19	0.20/0.35	0.35/0.65	..	0.20/0.30	3.20/3.80	..
4817H	0.14/0.21	0.20/0.35	0.35/0.65	..	0.20/0.30	3.20/3.80	..
4820H	0.17/0.24	0.20/0.35	0.45/0.75	..	0.20/0.30	3.20/3.80	..
5140H	0.37/0.45	0.20/0.35	0.60/0.95	0.65/0.95	..	..	..
5145H	0.42/0.50	0.20/0.35	0.60/0.95	0.65/0.95	..	..	..
5150H	0.46/0.54	0.20/0.35	0.60/0.95	0.65/0.95	..	..	..
6150H	0.46/0.54	0.20/0.35	0.60/0.95	0.80/1.15	..	..	0.15V min
8617H	0.14/0.21	0.20/0.35	0.60/0.95	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8620H	0.17/0.24	0.20/0.35	0.60/0.95	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8622H	0.20/0.27	0.20/0.35	0.60/0.95	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8625H	0.22/0.29	0.20/0.35	0.60/0.95	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8627H	0.25/0.32	0.20/0.35	0.60/0.95	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8630H	0.27/0.34	0.20/0.35	0.60/0.95	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8632H	0.30/0.37	0.20/0.35	0.60/0.95	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8635H	0.32/0.39	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8637H	0.35/0.43	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8640H	0.37/0.45	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8641H*	0.37/0.45	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8642H	0.40/0.48	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8645H	0.42/0.50	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8647H	0.44/0.52	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8650H	0.46/0.54	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8655H	0.50/0.60	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8660H	0.55/0.65	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.15/0.25	0.35/0.75	..
8720H	0.17/0.24	0.20/0.35	0.60/0.95	0.35/0.65	0.20/0.30	0.35/0.75	..
8735H	0.32/0.39	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.20/0.30	0.35/0.75	..
8740H	0.37/0.45	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.20/0.30	0.35/0.75	..
8742H	0.40/0.48	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.20/0.30	0.35/0.75	..
8745H	0.42/0.50	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.20/0.30	0.35/0.75	..
8747H	0.44/0.52	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.20/0.30	0.35/0.75	..
8750H	0.46/0.54	0.20/0.35	0.70/1.05	0.35/0.65	0.20/0.30	0.35/0.75	..
9260H	0.55/0.65	1.80/2.20	0.70/1.05	..	..	..	..
9261H	0.55/0.65	1.80/2.20	0.70/1.05	0.05/0.35	..	..	..
9262H	0.55/0.65	1.80/2.20	0.70/1.05	0.20/0.50	..	..	..
9437H	0.35/0.43	0.20/0.35	0.85/1.25	0.25/0.55	0.08/0.15	0.25/0.65	..
9440H	0.37/0.45	0.20/0.35	0.85/1.25	0.25/0.55	0.08/0.15	0.25/0.65	..
9442H	0.40/0.48	0.20/0.35	0.95/1.35	0.25/0.55	0.08/0.15	0.25/0.65	..
9445H	0.42/0.50	0.20/0.35	0.95/1.35	0.25/0.55	0.08/0.15	0.25/0.65	..

Marca	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Cr	% Ni	% W	% Va	% Mo	% Al	Equivalencia HEVA
Aceros de nitruración												
491	.30/.35	.65	.10/.35	<.04	<.04	3,0/3,5	.40		.20/.25	.30/.50		
492	.23/.28	.65	.10/.35	< 04	<.04	3,0/3,5	.40		.20/.25	.30/.50		
493	.18/.22	.65	.10/.35	<.04	<.04	2,75/3,0	.40		.20/.25	.30/.50		
494	.35/.45	.65	.10/.45	<.04	< 04	1,4/1,6	.40			.15/.30	.90/1,2	CAN
Aceros para muelles												
501	.60/.80	.30/.60	.10/.35	<.06	<.06							
502	.40/.60	.50/1,0	.10/.35	<.06	<.06							
541	.45/.55	.50/.70	10/.35	<.04	<.04	.80/1,1			.15/.25			MCV
571	.50/.60	.70/1,0	1,5/2,0	<.05	<.05							ME
Aceros inoxidables												
611	<.08	.25	.30	<.04	< 04	12,0/14,0						HI
612	.30/.40	.20/.60	.15/.30	<.04	<.04	12,0/14,0	<1,0					Inox
621	<.25	<1,0	.15/.35	<.04	<.04	15,0/20,0	1,5/3,0					
622	.15/.18	.60/.80	.50/.75	<.04	<.04	18,0/20,0	8,0/10.0					LCH
623	<.14	17,0/19,0	.50/2,0	<.04	<.04	10,0/13,0						
Aceros de resistencia en caliente												
721	.40/.50	.80/1,5	.80/1,8	<.04	<.04	12,0/15,0	12,0/15,0	2,0/4,0				V-14
722	<.15	.80/1,5	.80/1,5	<.04	<.04	25,0	20,0					Termal 1
751	.35/.45	.40/.60	2,0/2,5	<.04	<.04	9,0/11,0				.80/1,0		VSC
Aceros para usos especiales												
811	.15/.25	.60/1,2	<.10	<.10	.20/.30							Deco
812	.10/.30	.75/1,5	.10/.30	<.05	.10/.20						Pb<.30	
831	.25/.30	.40/.70	.15/.30	< 04	<.04	.80/1,1	<3.0			.15/.25		Acrom
841	<.20	<.40	<.20	<.04	<.04		36,0					
842	<.70	3,5/5,5	<.50	<.04	<0.4	>3,0	11,0/14,0					
851	1,0/1,15	.40/.60	.15/.30	<.03	<.03	9,0/10,0			Co8,5/9,5	1,4/1,6		
852	.60/.70	.20/.40	.15/.30	<.04	<.04			5,5/6,5				IPW

Composición de los aceros EN de The British Standards Institution (1947) INGLATERRA

En	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%
10	0.50/0.60	0.05/0.35	0.50/0.80	0.06 max	0.06 max	.....	.....	0.50/0.80	.....
11	0.50/0.70	0.10/0.35	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.50/0.80	.....	.....	.....
12	0.30/0.45	0.10/0.35	1.50 max	0.05 max	0.05 max	.....	.....	0.60/1.00	.....
13	0.15/0.25	0.10/0.35	1.40/1.80	0.05 max	0.05 max	.....	0.15/0.35	0.40/0.70	.....
14A	0.15/0.25	0.10/0.35	1.30/1.70	0.06 max	0.06 max	0.25 max	.....	0.40 max	.....
14B	0.20/0.30	0.10/0.35	1.30/1.70	0.06 max	0.06 max	.....	.....	0.40 max	.....
15	0.30/0.40	0.10/0.35	1.30/1.70	0.05 max	0.05 max	.....	.....	.....	.....
15A	0.30/0.40	0.05/0.35	1.30/1.70	0.06 max	0.06 max	.....	.....	.....	.....
15B	0.35/0.40	0.05/0.35	1.10/1.30	0.06 max	0.06 max	.....	.....	.....	.....
16	0.25/0.40	0.10/0.35	1.30/1.80	0.05 max	0.05 max	.....	0.20/0.35	.....	.....
16A	0.25/0.30	0.10/0.35	1.30/1.80	.....	.....	.....	0.20/0.35	.....	.....
16B	0.30/0.35	0.10/0.35	1.30/1.80	.....	.....	.....	0.20/0.35	.....	.....
16C	0.35/0.40	0.10/0.35	1.30/1.80	.....	.....	.....	0.20/0.35	.....	.....
17	0.30/0.40	0.10/0.35	1.30/1.80	0.05 max	0.05 max	.....	0.35/0.55	.....	.....
18	0.35/0.45	0.10/0.35	0.60/0.95	0.05 max	0.05 max	0.80/1.10	.....	.....	.....
18A	0.27/0.32	0.10/0.35	0.65/0.80	.....	.....	0.80/1.10	.....	.....	.....
18B	0.30/0.35	0.10/0.35	0.65/0.80	.....	.....	0.80/1.10	.....	.....	.....
18C	0.35/0.38	0.10/0.35	0.65/0.80	.....	.....	0.80/1.10	.....	.....	.....
18D	0.38/0.43	0.10/0.35	0.65/0.80	.....	.....	0.80/1.10	.....	.....	.....
19	0.35/0.45	0.10/0.35	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.90/1.50	0.20/0.40	.....	.....
19A	0.35/0.45	0.10/0.35	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.90/1.20	0.20/0.35	.....	.....
19B	0.35/0.40	0.10/0.35	0.50/0.80	.....	.....	0.90/1.20	0.20/0.35	.....	.....
19C	0.40/0.45	0.10/0.35	0.50/0.80	.....	.....	0.90/1.20	0.20/0.35	.....	.....
20	0.22/0.50	0.10/0.35	0.40/0.70	0.05 max	0.05 max	0.50/1.50	0.40/1.00	0.30 max	.....
21	0.25/0.35	0.10/0.35	0.35/0.75	0.05 max	0.05 max	0.30 max	.....	2.75/3.50	.....
22	0.35/0.45	0.10/0.35	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.30 max	.....	3.25/3.75	.....
23	0.25/0.35	0.10/0.35	0.45/0.70	0.05 max	0.05 max	0.50/1.00	0.65* max	2.75/3.50	.....
24	0.35/0.45	0.10/0.35	0.45/0.70	0.05 max	0.05 max	0.90/1.40	0.20/0.35	1.30/1.80	.....
25	0.27/0.35	0.10/0.35	0.50/0.70	0.05 max	0.05 max	0.50/0.80	0.40/0.70	2.30/2.80	.....
26	0.36/0.44	0.10/0.35	0.50/0.70	0.05 max	0.05 max	0.50/0.80	0.40/0.70	2.30/2.80	.....
27	0.25/0.35	0.10/0.35	0.70 max	0.05 max	0.05 max	0.50/1.30	0.20/0.65	3.00/3.75	.....
28	0.25/0.40	0.10/0.35	0.70 max	0.05 max	0.05 max	0.75/1.50	0.20/0.65	3.00/4.50	.....
29	0.15/0.35	0.10/0.35	0.65 max	0.05 max	0.05 max	2.50/3.50	0.30/0.70	0.40 max	.....
30A	0.26/0.34	0.10/0.35	0.40/0.60	0.05 max	0.05 max	1.10/1.40	.....	3.90/4.30	.....
30B	0.26/0.34	0.10/0.35	0.40/0.60	0.05 max	0.05 max	1.10/1.40	0.20/0.40	3.90/4.30	.....
31	0.90/1.20	0.10/0.35	0.30/0.75	0.05 max	0.05 max	1.00/1.60	.....	.....	.....
33	0.10/0.15	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	0.30 max	.....	2.75/3.50	.....
34	0.14/0.20	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	.....	0.20/0.30	1.50/2.00	.....

En	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%
35	0.20/0.28	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	.....	0.20/0.30	1.50/2.00	.....
35A	0.20/0.25	0.10/0.35	0.30/0.60	.....	.....	.....	0.20/0.30	1.50/2.00	.....
35B	0.23/0.28	0.10/0.35	0.30/0.60	.....	.....	.....	0.20/0.30	1.50/2.00	.....
36	0.18 max	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	0.60/1.10	.....	3.00/3.75	.....
37	0.16 max	0.10/0.35	0.45 max	0.05 max	0.05 max	0.30 max	.....	4.50/5.20	.....
38	0.16 max	0.10/0.35	0.60 max	0.05 max	0.05 max	0.30 max	0.15/0.30*	4.50/5.50	.....
39A	0.12/0.18	0.10/0.35	0.50 max	0.05 max	0.05 max	1.00/1.40	.....	3.80/4.50	.....
39B	0.12/0.18	0.10/0.35	0.50 max	0.05 max	0.05 max	1.00/1.40	0.15/0.35	3.80/4.50	.....
40A	0.10/0.20	0.10/0.35	0.40/0.65	0.05 max	0.05 max	2.90/3.50	0.40/0.70	0.40 max	.....
40B	0.20/0.30	0.10/0.35	0.40/0.65	0.05 max	0.05 max	2.90/3.50	0.40/0.70	0.40 max	.....
40C	0.30/0.50	0.10/0.35	0.40/0.80	0.05 max	0.05 max	2.50/3.50	0.70/1.20	0.40 max	0.10/0.30 V
41	0.18/0.45	0.10/0.45	0.65 max	0.05 max	0.05 max	1.40/1.80	0.10/0.25	0.40 max	0.90/1.30 Al
45	0.50/0.65	1.50/2.00	0.70/1.00	0.05 max	0.05 max	.....	.....	.....	.....
45A	0.53/0.63	1.70/2.00	0.70/1.00	0.05 max	0.05 max	.....	.....	.....	.....
46	0.35/0.45	1.50/2.00	0.60/1.00	0.05 max	0.05 max	.....	.....	.....	.....
47	0.45/0.55	0.50 max	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.80/1.20	.....	.....	0.15 V min
48	0.45/0.55	0.10/0.50	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	1.00/1.40	.....	.....	.....
50	0.40/0.50	0.10/0.35	0.50/0.70	0.04 max	0.04 max	1.00/1.50	.....	.....	0.15 V min
51	0.25/0.35	0.10/0.35	0.35/0.75	0.05 max	0.05 max	0.30 max	.....	2.75/3.50	.....
100	0.35/0.45	0.50 max	1.20/1.50	0.05 max	0.05 max	0.30/0.60	0.15/0.25	0.50/1.00	.....
100A	0.25/0.30	0.10/0.35	1.20/1.50	.....	.....	0.30/0.60	0.15/0.25	0.50/1.00	.....
100B	0.30/0.35	0.10/0.35	1.20/1.50	.....	.....	0.30/0.60	0.15/0.25	0.50/1.00	.....
100C	0.35/0.40	0.10/0.35	1.20/1.50	.....	.....	0.30/0.60	0.15/0.25	0.50/1.00	.....
100D	0.40/0.45	0.10/0.35	1.20/1.50	.....	.....	0.30/0.60	0.15/0.25	0.50/1.00	.....
110	0.35/0.45	0.10/0.35	0.40/0.80	0.05 max	0.05 max	0.90/1.40	0.10/0.20	1.20/1.60	.....
111	0.30/0.40	0.10/0.35	0.60/0.90	0.05 max	0.05 max	0.45/0.75	.....	1.00/1.50	.....
111A	0.33/0.38	0.10/0.35	0.60/0.90	.....	.....	0.45/0.75	.....	1.00/1.50	.....
160	0.35/0.45	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	.....	0.20/0.35	1.50/2.00	.....
160A	0.38/0.43	0.10/0.35	0.30/0.60	.....	.....	.....	0.20/0.35	1.50/2.00	.....
201	0.18 max	0.05/0.35	1.10/1.50	0.05 max	0.05 max	.....	.....	.....	.....
202	0.18 max	0.05/0.35	1.10/1.50	0.05 max	0.10/0.18	.....	.....	.....	.....
206	0.12/0.17	0.10/0.35	0.30/0.50	0.05 max	0.05 max	0.30/0.50	.....	.....	.....
207	0.16/0.21	0.10/0.35	0.60/0.80	0.05 max	0.05 max	0.60/0.80	.....	.....	.....
320	0.14/0.20	0.10/0.35	0.40/0.70	0.05 max	0.05 max	1.80/2.20	0.15/0.25	1.80/2.20	.....
325	0.17/0.22	0.10/0.35	0.45/0.65	0.05 max	0.05 max	0.40/0.60	0.20/0.30	1.50/2.00	.....

Composición de los aceros CTA de Le Centre d'Etudes Techniques de l' Automovile et du Cicle (1946)

FRANCIA

CETAC	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%
35 M 5	0.32/0.38	0.40 max	1.00/1.35	*	*	.....	.....	.....	.....
45 M 5	0.39/0.48	0.40 max	1.20/1.50	*	*	.....	.....	.....	.....
45 S 8 (a)	0.42/0 50	1.70/2.10	0.40/0.80	*	*	.....	.....	.....	.....
55 S 6 (a)	0.52/0.58	1.50/1.90	0.50/0.90	*	*	.....	.....	.....	.....
45 SCD 6	0.42/0.50	1.25/1.75	0.5 max	**	**	0.70/0.90	0.20/0.30	.....	.....
12 C 3	0.09/0.15	0.40 max	0.60/0.90	*	*	0.60/1.00	.....	.....	.....
18 C 3	0.15/0.21	0.40 max	0.60/0.90	*	*	0.60/1.00	.....	.....	.....
32 C 4 (b)	0.30/0.35	0.40 max	0.60/0.90	***	***	0.70/1 10	.....	.....	.....
38 C 4 (b)	0.35/0.40	0.40 max	0.60/0.90	***	***	0.80/1 10	.....	.....	.....
45 C 4	0.40/0.48	0.40 max	0.60/0.90	*	*	0 70/1.10	.....	.....	.....
45 C 6	0.42/0.48	0.40 max	0.60/0.80	*	*	1.40/1 70	.....	.....	.....
100 C 3	0.95/1.10	0.40 max	0.40 max	**	**	0.60/1.00	.....	0.20 max	
100 C 5	0.95/1.10	0.40 max	0.40 max	**	**	1 00/1.30	.....	0.20 max	
100 C 6	0.95/1.10	0.40 max	0.40 max	**	**	1.30/1.60	....	0.20 max	
16 MC 5	0.12/0.19	0.40 max	1.00/1 40	*	*	0.70/1.10	.....	.....	.....
20 MC 5	0.17/0.23	0.40 max	1.20/1.50	*	*	1.20/1.50	.....	.....	.....
12 CV 4	0.09/0.15	0.35 max	0.40/0.70	*	*	0.70/1.10	.....	.....	0.05/0.12 V
18 CV 4	0.15/0.22	0.35 max	0.40/0.70	*	*	0.70/1.10	.....	.....	0.05/0.12 V
30 CV 4	0.27/0.33	0.40 max	0.60/1.00	*	*	0.80/1.20	.....	.....	0.10/0 20 V
40 CV 4	0.37/0.43	0.40 max	0.60/1.00	*	*	0.80/1.20	.....	.....	0.10/0.20 V
50 CV 4	0.47/0.53	0.40 max	0.60/1.00	*	*	0.80/1.20	.....	.....	0.10/0.20 V
12 CD 4	0.08/0.15	0.35 max	0.60/0.80	*	*	0.90/1.20	0.20/0.30	.....	.....
18 CD 4 (b)	0.15/0.22	0.35 max	0.60/0.80	***	***	0.85/1.15	0.20/0.30	.....	.....
25 CD 4	0.22/0.30	0.40 max	0.60/0.80	*	*	0.85/1.15	0.20/0.30	.....	.....
35 CD 4 (b) (d)	0.32/0.38	0.40 max	0.60/0.80	***	***	0.85/1.15	0.20/0.30	0.40 max	.....
42 CD 4 (b)	0.39/0.45	0.40 max	0.60/0.80	***	***	0.85/1.15	0.20/0.30	0.40 max	

AISI	C	Mn	P, Max.	S, Max.
C 1008	0.10 max.	0.30–0.50	0.040	0.050
C 1010	0.08–0.13	0.30–0.60	0.040	0.050
C 1012	0.10–0.15	0.30–0.60	0.040	0.050
C 1015	0.13–0.18	0.30–0.60	0.040	0.050
C 1016	0.13–0.18	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1017	0.15–0.20	0.30–0.60	0.040	0.050
C 1019	0.15–0.20	0.70–1.00	0.040	0.050
C 1020	0.18–0.23	0.30–0.60	0.040	0.050
C 1022	0.18–0.23	0.70–1.00	0.040	0.050
C 1023	0.20–0.25	0.30–0.60	0.040	0.050
C 1025	0.22–0.28	0.30–0.60	0.040	0.050
C 1030	0.28–0.34	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1035	0.32–0.38	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1040	0.37–0.44	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1043	0.40–0.47	0.70–1.00	0.040	0.050
C 1045	0.43–0.50	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1050	0.48–0.55	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1055	0.50–0.60	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1060	0.55–0.65	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1065	0.60–0.70	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1070	0.65–0.75	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1078	0.72–0.85	0.30–0.50	0.040	0.050
C 1080	0.75–0.88	0.60–0.90	0.040	0.050
C 1085	0.80–0.93	0.70–1.00	0.040	0.050
C 1095	0.90–1.05	0.30–0.50	0.040	0.050
B 1010	0.13 max.	0.30–0.60	0.07–0.12	0.060
C 1109	0.08–0.13	0.60–0.90	0.045	0.08–0.13
C 1112	0.10–0.16	1.00–1.30	0.045	0.08–0.13
C 1115	0.13–0.18	0.70–1.00	0.045	0.08–0.13
C 1116	0.14–0.20	1.10–1.40	0.045	0.16–0.23
C 1117	0.14–0.20	1.00–1.30	0.045	0.08–0.13
C 1118	0.14–0.20	1.30–1.60	0.045	0.08–0.13
C 1120	0.18–0.23	0.70–1.00	0.045	0.08–0.13
C 1137	0.32–0.39	1.35–1.65	0.045	0.08–0.13
C 1141	0.37–0.45	1.35–1.65	0.045	0.08–0.13
C 1144	0.40–0.48	1.35–1.65	0.045	0.24–0.33
C 1145	0.42–0.49	0.70–1.00	0.045	0.04–0.07
C 1151	0.48–0.55	0.70–1.00	0.045	0.08–0.13